

IVW - Schriftenreihe Band 62

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

Martin Schlottermüller

Zur Eigenspannungsbildung bei
der wickeltechnischen Verarbeitung
thermoplastischer Bandhalbzeuge

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data is available in the Internet at <<http://dnb.ddb.de>>.

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Prof. Dr.-Ing. Alois K. Schlarb
Erwin-Schrödinger-Straße
TU Kaiserslautern, Gebäude 58
67663 Kaiserslautern
<http://www.ivw.uni-kl.de>

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Technische Universität Kaiserslautern
ZBT – Abteilung Foto-Repro-Druck

D 386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2006

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 1615-021X
ISBN 3-934930-58-1

Zur Eigenspannungsausbildung bei der wickeltechnischen Verarbeitung thermoplastischer Bandhalbzeuge

Vom Fachbereich für Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Technischen Universität Kaiserslautern
genehmigte Dissertation
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Martin Schlottermüller

aus Darmstadt

| | |
|-----------------------------|-------------------------------|
| Tag der mündlichen Prüfung: | 16.12.2005 |
| Prüfungsvorsitz: | Prof. Dr.-Ing. A. K. Schlarb |
| Referent: | Prof. Dr.-Ing. P. Mitschang |
| Korreferent: | Prof. Dr.-Ing. D.-H. Hellmann |

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 2000 bis 2005 während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW).

Mein Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. em. M. Neitzel für das mir entgegengebrachte Vertrauen und seine Unterstützung. Für seine Diskussionsbereitschaft möchte ich auch Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. J. Karger-Kocsis und Herrn Priv.-Doz. Dr.-Ing. N. Himmel danken. Herrn Prof. Dr.-Ing. P. Mitschang danke ich für die Betreuung und stete Unterstützung meiner Arbeit sowie für die gewährten Freiräume.

Für die Übernahme des Korreferates bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Hellmann. Für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. A. Schlarb.

Ein Teil der Arbeit entstand im Rahmen des Projektes „Wickeln von belastungsoptimierten faserverstärkten Thermoplastbauteilen durch gezieltes Einbringen von Eigenspannungen“ mit finanzieller Unterstützung der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) unter den Kennzeichen NE 546/9-1 und MI 647/5-2. Die Unterstützung möchte ich an dieser Stelle ebenso dankend erwähnen, wie die gute Zusammenarbeit mit Herrn Dr. Haibo Lü innerhalb dieses Projekts. Ebenfalls möchte ich Herrn U. Spelz von ACM Composites and Machines für die Bereitstellung von Versuchsmaterial danken.

Ein besonderer Dank gilt auch meinen studentischen Hilfskräften Mirjam Krüger, Alvaro Gonzales Viétez und Thomas Bayerl sowie den Studien- und Diplomarbeitern für ihren engagierten Einsatz. Den Kollegen Guido Beresheim, Martin Latrille, Andreas Wöginger, Jürgen Breitel und Jens Schlimbach sowie den Technikern und Laboringenieuren Torsten Weick, Steven Brogdon, Jens Lichtner und Peter Mang möchte ich stellvertretend für alle anderen für die gute Zusammenarbeit und für eine außergewöhnliche Zeit danken.

Meinen Eltern und meinem Bruder möchte ich an dieser Stelle für ihre Unterstützung und ihre Geduld danken. Abschließend und in besonderer Weise bedanke ich mich bei meiner Frau, ohne deren Unterstützung und Verständnis ich diese Arbeit nicht hätte anfertigen können.

Für meinen Vater

Abstract

Filament winding is today a well established production technique for fiber reinforced pressure vessels. Most of the parts are still made using thermosets as matrix material, but parts with thermoplastic matrices are today on the edge to mass production. Usually these parts are made from fully consolidated unidirectional fiber reinforced thermoplastic tapes. During processing the matrix material is molten and the tapes are placed on the substrate where they re-solidify. A wide range of material combinations are available on the market. The materials used in the present investigation are semi-crystalline thermoplastics and glass or carbon fiber i.e. carbon fiber reinforced Polyetheretherketone, glass fiber reinforced Polyetheretherketone and glass fiber reinforced Polypropylene.

Applications can be found in the field of medium and high pressure vessels like they are used for natural gas and hydrogen storage or for tubes and pipes for their transport. During the design of such parts mostly idealized properties as for example tensile strength are used. Residual stresses which are inherent for composite materials are only considered as part of the safety factor.

The present work investigates the generation of residual stresses for in-situ consolidation during filament winding. Within this process consolidation of the tape material and the substrate takes place immediately after the tapes are placed. This is contrary to the normal curing of thermoset materials and has a large influence on the generation of the residual stress. The impact of these stresses on the behavior of the produced parts during service is one of the topics of this investigation. Therefore the background of thermal residual stresses in semi-crystalline thermoplastic parts is discussed and a closer look on the crystallization behavior of the matrix materials was taken. As the beginning of the crystal growth is a major point in the generation of thermal residual stress.

The aim of the present work is to find process parameter combinations that allow to compensate the thermal residual stresses and to generate a residual stress profile that – unlike the thermal residual stresses - brings about structural benefit. Ring samples with a defined geometry were made to measure the generated stresses.

The geometry of the samples was chosen in a way that prevents influences of the boundary conditions of the free edges on the measuring point.

In the investigations the residual stresses were measured in circumferential direction using a method where the ring samples were cut in radial direction and the deformation was measured using strain gages. From the strain the local stress can be determined.

It was tried to minimize the number of experiments. Therefore the influence of filament winding process parameters on the residual stress were investigated using a Design of Experiments approach where the main influences on the residual stress generation can be found from a relatively small number of experiments such as 8 instead of 128. As a result of these experiments it was found that the winding angle, the mandrel temperature, the annealing, the wall thickness and the tape tension have a significant influence on residual stresses. With increasing winding angles the influence on the measured circumferential stresses increase regardless to kind of residual stresses. The mandrel temperature has a large influence on the temperature difference that causes the stress between fiber and matrix. They are caused by different thermal expansion coefficients of fiber and matrix. Structural benefit through annealing is only theoretically possible because the required outside temperatures along with internal cooling of the parts can not be realized within an industrial processes. Increasing wall thickness leads to also increasing residual stress but it can not be the aim to build oversized parts for the sake of residual stresses. The applied tape tension was identified as a parameter that can be used to achieve the desired residual stress state with reasonable efforts.

Different ways of varying the tape tension with increasing wall thickness were investigated. The tape tension was increased with every layer to a chosen maximum value or, after half of the layers were placed, in one step to the maximum value. Furthermore a continuously high tape tension and a variant without tape tension was investigated. The experiments led to the conclusion that increasing tape tension with increasing wall thickness is a viable way to have structural benefit from residual stress. The increasing in one step gave the best results.

The impact of the thermal history during production is discussed as well. Temperatures must not exceed the softening point of the matrix. Otherwise a part of the tape

tension gets lost by relaxation. In a particular case the relaxation reached an amount where the compensation of the thermal stresses failed. Thermodynamic calculations led to the conclusion that the energy transfer into the material by mandrel heating and melt energy caused a temperature above the softening point.

The impact of tape tension on material quality is documented. Very low tape tension can not guarantee a proper consolidation. On the other hand excessive tape tension can lead to matrix squeeze out and in particular cases to cracks due to too high residual stresses. Therefore the tape tension profile should be well adapted to work load, the composite and its properties.

Investigations on the relaxation behavior of the residual stresses showed that relaxation occurs and that a part of the residual stress relaxes when the samples were exposed to higher temperatures. Test at room temperature showed no significant sign of relaxation. When the temperature was raised – in this case to 80 °C - the samples clearly relaxed. The amount of induced residual stress sank to half of its initial value.

Investigations on the structural benefit showed that material savings of up to 23 % of weight are possible for high pressure applications and fiber reinforcements with relatively low fiber volume content. Higher fiber volume contents which also mean higher strengths reduce the benefit. As the strength of the material increases the benefit reduces in relation to it.

Nevertheless there is a potential in material saving and one should keep in mind that the costs to establish the equipment to control the tape tension is cheap in comparison to the achievable result.

Inhaltsverzeichnis

| | |
|--|------------|
| Vorwort | I |
| Abstract | III |
| Inhaltsverzeichnis | VII |
| Formelzeichen und Abkürzungen | IX |
| 1 Einleitung | 1 |
| 1.1 Bedeutung der Wickeltechnik im Faser-Kunststoff-Verbund-Markt | 1 |
| 1.2 Zielsetzung der Arbeit | 8 |
| 2 Stand der Technik | 11 |
| 2.1 Stand der thermoplastischen Wickeltechnik..... | 12 |
| 2.2 Stand der Technik – Eigenspannungen | 16 |
| 2.2.1 Entstehung von Eigenspannungen in thermoplastischen, teilkristallinen FKV-Bauteilen | 19 |
| 2.2.2 Messen von Eigenspannungen in thermoplastischen, faserverstärkten Bauteilen | 28 |
| 2.2.3 Beschreibung der Simulationssoftware zur Eigenspannungsvorhersage.... | 31 |
| 3 Messen der Eigenspannungen | 35 |
| 4 Einfluss der Prozessparameter auf die Eigenspannung | 41 |
| 4.1 Sensitivitätsstudie | 41 |
| 4.2 Design of Experiments | 46 |
| 4.3 Varianzanalyse und Ergebnisse..... | 49 |
| 5 Zielgerichtete Beeinflussung von Eigenspannungszuständen | 53 |
| 5.1 Einfluss von Wickelwinkel und Kerntemperatur..... | 53 |
| 5.2 Einfluss der Abkühlbedingungen..... | 54 |
| 5.3 Temperaturführung und Konsolidierungsqualität..... | 57 |
| 5.3.1 Polymerdiffusion und Scherfestigkeit | 60 |

| | | |
|-----------|---|------------|
| 5.3.2 | Schmelzenergie und Konsolidierungsqualität..... | 63 |
| 5.3.3 | Kerntemperatur und Scherfestigkeit..... | 69 |
| 5.4 | Lagenanzahl respektive Bauteildicke | 73 |
| 5.5 | Bandabzugskraft | 74 |
| 5.5.1 | Diskussion der Ergebnisse..... | 79 |
| 5.5.2 | Auswirkungen auf die Laminatbeschaffenheit..... | 88 |
| 5.6. | Empfehlungen zur Induzierung von Eigenspannungen mit strukturellem Nutzen in gewickelte thermoplastische Rohrkörper | 94 |
| 5.7 | Bedeutung im Rohr- und Behälterbau..... | 97 |
| 6 | Langzeitverhalten induzierter Eigenspannungen in den Probekörpern | 101 |
| 6.1 | Referenzproben | 101 |
| 6.2 | Langzeitverhalten bei Raumtemperatur | 103 |
| 6.3 | Getemperte Proben..... | 104 |
| 6.4 | Langzeitproben bei erhöhter Temperatur..... | 109 |
| 6.4.1 | Versuchsauswertung Langzeitproben GF/PP | 111 |
| 6.4.2 | Versuchsauswertung Langzeitproben GF/PEEK..... | 113 |
| 6.5 | Vergleich der Langzeitproben GF/PP und GF/PEEK | 114 |
| 7 | Wirtschaftlicher Nutzen | 117 |
| 8 | Zusammenfassung | 121 |
| 9 | Anhang..... | 123 |
| 10 | Literaturverzeichnis | 125 |

Formelzeichen und Abkürzungen

Lateinische Formelzeichen

| <i>Formelzeichen</i> | <i>Einheit</i> | <i>Bedeutung</i> |
|----------------------|-------------------|---|
| A | m ² /s | Temperaturleitzahl |
| C | - | Tabellierte Konstante zur Berechnung der Nusseltzahl |
| d | mm | Kerndurchmesser |
| d ₁ | mm | Ringinnendurchmesser 1. Messung |
| d ₂ | mm | Ringinnendurchmesser 2. Messung |
| d ₃ | mm | Ringinnendurchmesser 3. Messung |
| d _L | mm | Durchmesser der Auflager beim Short-Beam-Shear Test |
| E | MPa | Elastizitätsmodul |
| E _θ | GPa | Elastizitätsmodul in Umfangsrichtung |
| E ₁ | GPa | Elastizitätsmodul in Richtung der Hauptnormalachse 1 |
| E ₂ | GPa | Elastizitätsmodul in Richtung der Hauptnormalachse 2 |
| E _A | GPa | Elastizitätsmodul des Kerns oder Liners |
| E _G | GPa | Elastizitätsmodul des Faser-Kunststoff-Verbundes in Umfangsrichtung |
| E _r | GPa | Elastizitätsmodul in Radialrichtung |
| E _x | GPa | Elastizitätsmodul in Richtung der x-Achse |
| F _i | N | Bandabzugskraft in der Lage i |
| F _K | N | Kraft in jeder Lage zu Beginn des Prozesses |
| F _Z | N | Kraft bei Versagen |
| G ₁₂ | GPa | Schubmodul in Richtung der Hauptnormalachsen 1 und 2 |
| G ₂₁ | GPa | Schubmodul in Richtung der Hauptnormalachsen 2 und 1 |
| h | mm | Wanddicke |

| | | |
|-------------|-------|--|
| k | - | Kritischer Parameter zum Abklingen der Rand- einflüsse bei Rohrkörpern |
| k_A | - | Faktor in der Avramigleichung |
| k_{DMS} | - | Proportionalitätsfaktor des Dehnungsmess- streifens |
| l | mm | Länge |
| l_P | mm | Probenlänge Short Beam Shear Test |
| $l_{P'}$ | mm | Probenlänge Interlaminar Shear Device Test |
| m | - | Exponent zur Bestimmung der Nusseltzahl |
| M | V/V | Ausgangssignal des Dehnungsmessstreifen in Volt pro Volt Eingangsspannung |
| m_n^3 | m^3 | Normkubikmeter = 1 m^3 bei 1,013 bar und 0 °C |
| \dot{m} | kg/s | Volumendurchsatz |
| n | - | Exponent zur Bestimmung der Nusseltzahl |
| nl | l | Normliter = 1 Liter bei 1,013 bar und 0 °C |
| Nu | - | Nusseltzahl |
| p | - | Exponent zur Bestimmung der Nusseltzahl |
| Pr | - | Prandtlzahl |
| Pr_0 | - | Prandtlzahl bei Wandtemperatur |
| Q_{ii} | 1/MPa | Tensorelement der Elastizitätsmatrix mit $i = 1$ bis 3 |
| \dot{Q} | W | Wärmestrom |
| r | mm | Radius |
| Re | - | Reynoldszahl |
| $r_F^{(j)}$ | mm | Radiale Position der Lage j unter der Bandab- zugskraft F |
| r_i | mm | Innenradius |
| r_n | mm | Radius der neutralen Faser des Rings |
| r_a | mm | Außenradius |
| S | m^2 | Permeabilität |
| s_2 | mm | Sehnenlänge des Ringsegments |
| s_a | mm | Sehnenlänge an der Ringaußenseite |

| | | |
|-------------|-----|--|
| s_i | mm | Sehnenlänge an der Ringinnenseite |
| s_L | mm | Abstand der Auflager beim Short-Beam-Shear Test |
| T | °C | Temperatur |
| t | s | Zeit |
| t_A | mm | Wanddicke des Kerns oder Liners |
| T_G | °C | Glasübergangstemperatur |
| T_K | °C | Temperatur beim Eintreten der Kristallisation |
| t_L | mm | Dicke einer Lage |
| T_M | °C | Schmelztemperatur (melt temperature) |
| t_P | mm | Probendicke Short Beam Shear Test |
| t_P' | mm | Probendicke Interlaminar Shear Device Test |
| T_{RK} | °C | Rekristallisationstemperatur = Beginn von Kristallbildung in ungeschmolzenem Material beim Aufheizen |
| t_S | mm | Wanddicke des Segments (Rings) |
| $w_F^{(j)}$ | mm | Radiales Absinken der Lagen beim Wickeln unter Bandspannung für die Lage i unter der Bandkraft F |
| w_0 | m/s | Anströmgeschwindigkeit |
| w_P | mm | Probenbreite Short Beam Shear Test |
| w_P' | mm | Probenbreite Interlaminar Shear Device Test |
| X_K | % | Kristallinitätsgrad |

Griechische Formelzeichen

| <i>Formelzeichen</i> | <i>Einheit</i> | <i>Bedeutung</i> |
|----------------------|--------------------|--|
| α | ° | Wickelwinkel, gegen die Rotationsachse des Wickelkerns aufgetragen |
| $\alpha^{(j)}$ | ° | Wickelwinkel der Lage j |
| α_r | m/mK | Thermischer Ausdehnungskoeffizient in Radialrichtung |
| α_m | W/m ² K | Mittlerer Wärmeübergangskoeffizient |

| | | |
|----------------------|-----------------------|--|
| α_0 | m/mK | Thermischer Ausdehnungskoeffizient in Umfangsrichtung |
| γ_{12} | - | Scherung in Richtung der Hauptnormalachsen 1 und 2 |
| γ_{xy} | - | Scherung in Richtung der x-y-Achse |
| Δ | - | Differenzbetrag einer entsprechend nachfolgend genannten Größe |
| ε | - | Relative Dehnung |
| ε_1 | - | Dehnung in Richtung der Hauptnormalachse 1 |
| ε_2 | - | Dehnung in Richtung der Hauptnormalachse 2 |
| ε_r | - | Dehnung in radialer Richtung |
| ε_x | - | Dehnung in Richtung der x-Achse |
| ε_y | - | Dehnung in Richtung der y-Achse |
| ε_θ | - | Dehnung in Umfangsrichtung |
| λ_D | W/mK | Wärmeleitfähigkeit von Wasserdampf |
| $\lambda_{I \max}$ | μm | Wellenlänge der maximalen Strahlungsintensität |
| λ_S | W/mK | Wärmeleitfähigkeit des Substrates |
| $\mu^{(j)}$ | Pas | Viskosität der Lage j |
| ν | - | Querkontraktionszahl |
| ν_{12} | - | Querkontraktionszahl in Richtung der Hauptnormalachsen 1 und 2 |
| ν_{21} | - | Querkontraktionszahl in Richtung der Hauptnormalachsen 2 und 1 |
| ν_D | m^2/s | Kinematische Viskosität von Wasserdampf |
| $\nu_{r\theta}$ | - | Querkontraktionszahl in r- θ -Richtung |
| $\nu_{\theta r}$ | - | Querkontraktionszahl in θ -r-Richtung |
| σ | MPa | Spannung |
| σ_1 | MPa | Spannung in Richtung der Hauptnormalachse 1 |
| σ_2 | MPa | Spannung in Richtung der Hauptnormalachse 2 |
| σ_{Ea} | MPa | Eigenspannung an der Außenseite |
| σ_{Ei} | MPa | Eigenspannung an der Innenseite |

| | | |
|------------------|-----|---|
| $\sigma_F^{(j)}$ | MPa | Spannung in der Lage j bei der Bandabzugskraft F |
| σ_k | MPa | Umfangsspannung am Ende des Wickelprozesses |
| σ_r | MPa | Spannung in radialer Richtung |
| σ_x | MPa | Spannung in Richtung der x-Achse |
| σ_y | MPa | Spannung in Richtung der y-Achse |
| σ_θ | MPa | Spannung in Umfangsrichtung |
| τ_{12} | MPa | Scherspannung in Richtung der Hauptnormalachsen 1 und 2 |
| τ_{xy} | MPa | Scherspannung in Richtung der x-y-Achse |

Abkürzungen

| | |
|----------------|---|
| BKV | Bandkraftvariante |
| BMC | Bulk Moulding Compound |
| bzw. | beziehungsweise |
| ca. | circa |
| d.h. | das heißt |
| DMS | Dehnungsmessstreifen |
| DMTA | Dynamisch-mechanisch-thermische Analyse |
| DoE | Design of Experiments |
| DSC | Differential Scanning Calorimetry |
| EL | elastisch |
| FKV | Faser-Kunststoff-Verbund(e) |
| GF/PP | Glasfaser/Polypropylen |
| GFK | Glasfaserverstärkter Kunststoff |
| GMT | Glasmattenverstärkte Thermoplaste |
| H ₂ | Wasserstoff |
| ILSS | Interlaminare Scherfestigkeit (Interlaminar Shear Strength) |
| ISD | Interlaminar Shear Device |
| k. A. | Keine Angabe |

| | |
|----------------|-----------------------------------|
| LFT | Langfaserverstärkte Thermoplaste |
| O ₂ | Sauerstoff |
| PC | Personal Computer |
| PEEK | Polyetheretherketon |
| PEI | Polyetherimid |
| PEKK | Polyetherketonketon |
| PET | Polyethylenterephthalat |
| PKW | Personenkraftwagen |
| PP | Polypropylen |
| RT | Raumtemperatur |
| SBS | Short Beam Shear |
| SMC | Sheet Moulding Compound |
| SMV | Sehnenmessverfahren |
| SPS | Speicherprogrammierbare Steuerung |
| TH | Thermisch |
| VE | Viskoelastisch |
| z.B. | zum Beispiel |

1 Einleitung

1.1 Bedeutung der Wickeltechnik im Faser-Kunststoff-Verbund-Markt

Die Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) haben seit ihrer Entstehung in den dreißiger Jahren des letzten Jahrhunderts eine stetig ansteigende Verbreitung gefunden. Aufgrund ihres sehr guten Verhältnisses von Festigkeit zu Gewicht bei allerdings vergleichsweise hohen Kosten konnten sie sich besonders in der Luft- und Raumfahrt etablieren. Im Bereich der FKV ist die wickeltechnische Herstellung von rotations-symmetrischen Bauteilen ein wichtiger Zweig [1]. Sie stellt ein wirtschaftliches und schnelles Verfahren für die Produktion von Rohren und Behältern dar.

Bereits 1947 wurden erste Anlagen zum Wickeln kontinuierlich faserverstärkter Bauteile kommerziell vertrieben. Die Herstellung von Bauteilen geschieht durch das Ablegen der sogenannten Rovings, einem Strang aus Einzelfilamenten, die mit einem Reaktionsharz getränkt und auf einen Kern, oft auch als Dorn bezeichnet, aufgewickelt werden. Die Kontur des Kerns entscheidet dabei, ob dieser wieder aus dem Bauteil entfernt werden kann oder dort verbleiben muss. Kann der Kern nicht entfernt werden und dient gleichzeitig z.B. Dichtigkeitszwecken, so spricht man von einem Liner. Dieser Prozess des Duroplast- bzw. Nasswickelns hat seither keine grundlegenden Änderungen mehr erfahren. Die Anlagen hingegen wurden kontinuierlich weiterentwickelt.

Mit dem Aufkommen von faserverstärkten thermoplastischen Kunststoffen und der Bereitstellung von kontinuierlich faserverstärkten Halbzeugen konnten die thermoplastischen Kunststoffe auch in der Wickeltechnik eingesetzt werden. Neben den "Commingled Yarns" - Verstärkung und Matrix liegen beide in Faserform vor - haben sich vor allem sogenannte vollkonsolidierte Bändchen - im Folgenden Tapes genannt - am Markt durchgesetzt. Bei diesem Halbzeug sind die Fasern vollständig und gleichmäßig mit einem Kunststoff umschlossen. Diese Sorte von Halbzeug ist in unterschiedlichen Dicken und Breiten erhältlich.

Thermoplastische Matrices bieten erhebliche Vorteile sowohl bei den Materialeigenschaften als auch bei der Verarbeitung. Materialeitig spricht die deutlich höhere Schlagzähigkeit für sie. Mit ihr geht gleichzeitig auch eine höhere Dehnrate vor Versagen einher, wodurch die Ausbildung von Rissen bzw. Zwischenfaserbrüchen ge-

mindert wird [2]. Die deutlich höheren Dehnraten der Thermoplaste lassen im Sinne des Elastizitätsgesetzes hier höhere Spannungen zu, bevor es zum Zwischenfaserbruch kommt. Diesen Dehnraten kommt besondere Bedeutung zu, da die Matrix durch die Einlagerung der sehr steifen Fasern als Ausgleich örtlich deutlich höhere Dehnungen ertragen muss. Gleichzeitig bedeutet die Einlagerung der Fasern aber auch, dass der Elastizitätsmodul der gesamten Lage quer zur Faserrichtung deutlich ansteigt und somit die Spannungen ebenfalls zunehmen.

Auf der Verarbeitungsseite liegen die Vorteile der thermoplastischen Matrices in der lösungsmittelfreien Fertigung sowie dem Wegfall von Aushärtungszyklen bei erhöhter Temperatur in einem Ofen oder Autoklaven. Rechnet man diese Investitionskosten mit den höheren Halbzeugkosten auf, ergibt sich oft sogar ein Preisvorteil bei der Verwendung von Thermoplasten. Dabei spielt die kürzere Zykluszeit der aushärtungsfreien Fertigung eine bedeutende Rolle. Die ständig wachsende Menge an recyclingfähigen Thermoplasten im alltäglichen Gebrauch (wie z.B. Getränkeflaschen) bei gleichzeitig steigender Recyclingquote könnte in der Zukunft einen Beitrag zu preisgünstigen Matrixwerkstoffen leisten und so zu günstigen Ausgangsmaterialien für die Halbzeuge beitragen. Dies würde die Kosten nochmals deutlich senken und die Verbreitung thermoplastischer Bauteile nochmals beschleunigen, da die oft angeführten Schwierigkeiten in der Prozessführung als gelöst gelten können.

Die Bedeutung wickeltechnisch hergestellter FKV Bauteile an der Gesamtmenge der aus glasfaserverstärkten Kunststoffen (GFK) hergestellten Bauteile ist in Bild 1.1 [3] dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die wickeltechnische Herstellung mit 11 % am Gesamtvolumen hinsichtlich der Einschränkung bei den herstellbaren Geometrien einen durchaus bedeutsamen Anteil einnimmt. Sieht man sich in Bild 1.2 [3] am Beispiel der Nachfrage nach Kohlenstofffasern an, welche Bauteile bisher zu steigender Nachfrage geführt haben, so kann man angesichts der aktuellen Bemühungen in der Automobilindustrie, Hochdrucktanks für die Speicherung von Erdgas bzw. Wasserstoff in die Serienproduktion zu bringen, von einer weiteren Steigerung der absoluten Menge an wickeltechnisch hergestellten Bauteilen ausgehen.

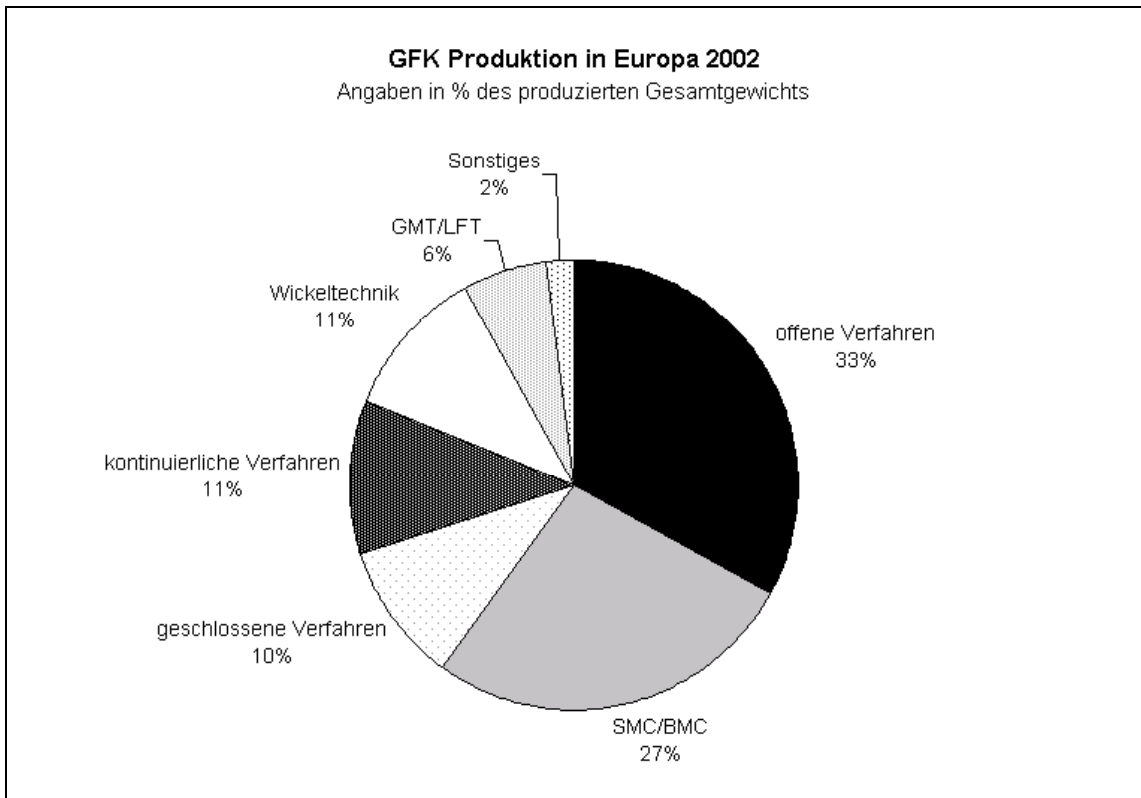


Bild 1.1: Aufteilung des GFK-Marktes nach Fertigungsverfahren [3]

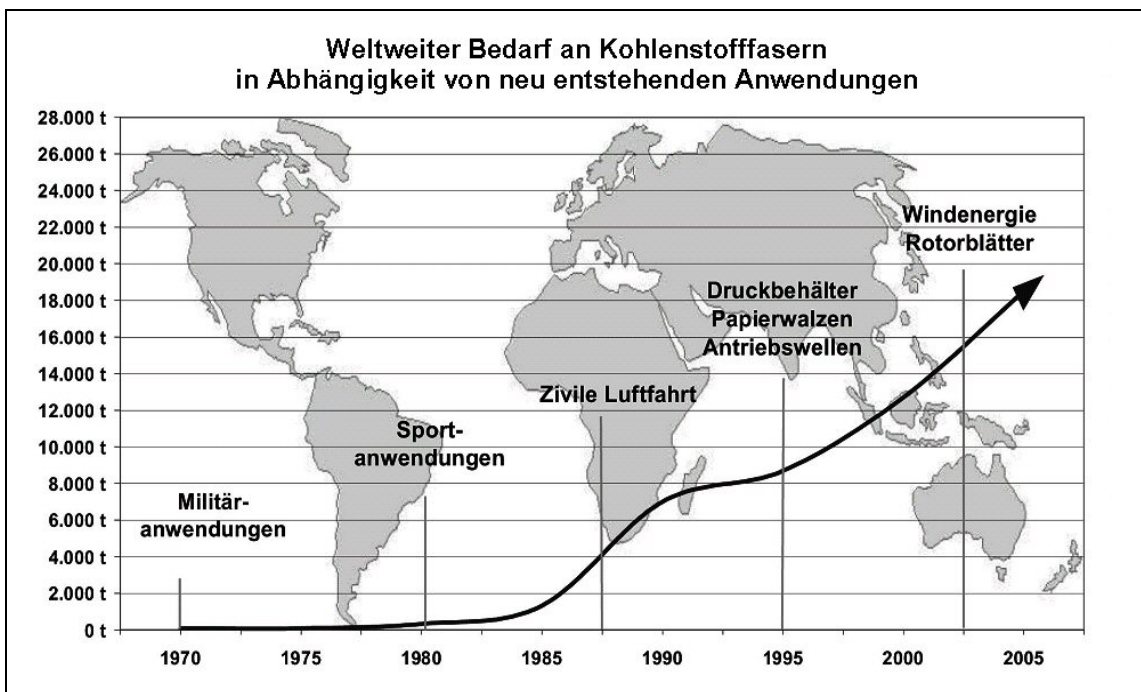


Bild 1.2: Bedarf an Kohlenstofffasern in Abhängigkeit neuer Technologien [3]

Die Nachfrage nach Hochdruckbehältern wird mit Hinblick auf die aktuelle Preisentwicklung für normale Benzin- und Dieselmotoren auf der einen Seite und Erdgas

auf der anderen Seite bis auf Weiteres ansteigen. Erdgasbetriebene Fahrzeuge nehmen auf dem deutschen Markt heute jedoch noch einen relativ kleinen Anteil ein. Zum Stichtag im Januar 2004 waren in Deutschland 15400 erdgasbetriebene PKW zugelassen [4]. Dies entspricht einem Anteil von nur ca. 0,03 % am Gesamtvolumen der zum Stichtag zugelassenen PKW in Deutschland [5].

Eine Steigerung der Nachfrage nach erdgasbetriebenen Fahrzeugen ist in naher Zukunft vor dem Hintergrund der steigenden Ölpreise und der gesicherten steuerlichen Begünstigung von Erdgas bis zum Ende dieser Dekade [6] zu erwarten. Von den zur Zeit in Deutschland erhältlichen erdgasbetriebenen Serien-PKW [7] sind der Citroën Berlingo [8], der Fiat Punto [9], der Fiat Multipla [10], der Ford Focus [11], der Opel Astra [12] und der Opel Zafira [13] ebenso wie die Mercedes E-Klasse [14] mit Stahlbehältern zur Erdgasspeicherung ausgerüstet. Der VW Golf [15] ist ausschließlich mit kohlenstofffaserverstärkten Drucktanks ausgerüstet, während die Modelle Volvo S 70, S80 und V80 [16] beide Behälterarten aufweisen. Der größte der drei Tanks ist bei den Volvo-Modellen jeweils als ein faserverstärkter Metalltank ausgeführt (Typ-III-Behälter). In Bild 1.3 ist der Volvo S80 bifuel dargestellt. Man erkennt die drei Erdgasdrucktanks. Die beiden kleineren Behälter vor der Hinterachse (linke Seite) sind als reine Stahlbehälter ausgeführt. Bei dem größeren hinter der Hinterachse handelt es sich um einen kohlenstofffaserverstärkten Stahlbehälter. Diese Aufteilung erlaubt eine deutlich bessere Bauraumausnutzung des Fahrzeugs. Da erst bei größeren Durchmessern und Längen die Gewichtsersparnis von faserverstärkten Drucktanks die höheren Fertigungskosten überwiegt, wurden die kleinen Behälter in konventioneller Stahlbauweise hergestellt.



Bild 1.3: Unterbodenansicht des Volvo S80 bifuel [16]

In Japan wird ein Nissan AD Van mit Erdgastanks vertrieben, die aus einem Aluminiumliner und einer Kohlenstofffaser/Epoxydharzverstärkung bestehen [17]. In Bild 1.4 kann man erkennen, dass hier ausschließlich große Tanks zum Einsatz kamen. Es handelt sich um einen der wenigen PKW mit ausschließlich faserverstärkten Erdgastanks.



Bild 1.4: Schnittzeichnung eines erdgasbetriebenen Nissan AD Vans aus Japan [17]

Die Forderung, den Verbrauch weiter zu senken - und damit einhergehend auch das Fahrzeuggewicht - spricht für ein Umschwenken der Hersteller auf faserverstärkte Behälter in diesem Bereich.

Die steigende Nachfrage nach Druckbehältern und die allgegenwärtige Forderung nach einem nachhaltigen Recycling, das sich nicht nur der thermischen Verwertung bedient, sprechen für eine zunehmende Bedeutung thermoplastischer Werkstoffe auch auf dem Gebiet der Druckrohre und -tanks. Eine Steigerung der Wirtschaftlichkeit bei der Herstellung solcher Tanks kann im Allgemeinen durch eine weitere Steigerung der Verarbeitungsgeschwindigkeit oder durch eine optimierte Materialausnutzung erreicht werden.

Neben den Hochdruckanwendungen gibt es aber vor allem im Bereich der Erdgasleitungen einen absehbaren Bedarf an faserverstärkten Leitungen zum Überlandtransport. Die Verteuerung des Erdöls führt in zunehmendem Maße zur Einfuhr von Erdgas. Die im Einsatz befindlichen Überlandleitungen mit hohen Drücken sind heute meistens in Stahlbauweise ausgeführt. Dagegen kommen auf kommunaler Ebene

fast ausschließlich Erdgasrohre aus Kunststoff als Transportleitungen zum Einsatz [18]. Diese Transportleitungen haben einen Nenndruck von 16 bar. 16 bar werden allgemein als Grenze angesehen, ab der man keine unverstärkten Kunststoffrohre mehr einsetzen kann. Oberhalb dieses Drucks sind zur Zeit entsprechend keine reinen Kunststoffrohre mehr zugelassen. Die Kriechneigung kann hier nicht mehr durch eine größere Wanddicke abgefangen werden. Bei steigendem Verbrauch kann man aber davon ausgehen, dass in naher Zukunft Rohre für höhere Drücken nachgefragt werden.

Der Einsatz von Kunststoffrohren zum Gastransport ist heute unbestritten, da sie im Gegensatz zu metallischen Rohren leichter zu transportieren und zu verlegen sind. Darüber hinaus können Kunststoffrohre Dehnungen bzw. Biegungen aufnehmen, die bei Metallrohren zum Versagen führen. Solche Dehnungen treten bei der Verlegung im Erdreich häufig auf, sowohl bei der Verlegung selbst, als auch bei späteren Verwerfungen im Erdreich.



Bild 1.5: COMAT DExWin® Rohr, Ø 76,2 mm = 3", Betriebsdruck 120 bar

Konzepte zur effizienten Herstellung von endlosen faserverstärkten Thermoplastrohren sind marktreif. Beim DexWin® Verfahren der Firma Comat [19] z.B. werden end-

los gewickelte Rohre in einer kontinuierlich arbeitenden Anlage hergestellt, was zudem auch die Möglichkeit zur axialen Faserablage ohne weitere Hilfsmittel bietet. Die Rohre werden abschließend mit einer Kunststoffschicht zum Schutz überzogen.

Eine Verbindungstechnik für die Verlegung solcher Rohre ist im Prinzip unter dem Namen Frialen® bei der Firma Friatec verfügbar [20]. Bild 1.6 zeigt die Montage einer solchen Rohrmuffe, die mit einem speziellen metallischen Insert die Kunststoffrohre an Ort und Stelle verschweißt. Dabei wird der metallische Insert zur induktiven Erwärmung des Rohres und der Muffe verwendet. Ein entsprechender Transformator stellt die optimale Heizenergie für die gewählten Rohre über ein Barcodesystem gesichert zur Verfügung.



Bild 1.6: Rohrfitting der Firma Friatec (Frialen®) für thermoplastische Erdgasleitungen [20]

Die unmittelbaren Potenziale sowohl im Hochdruckbereich als auch im Niederdruckbereich lassen für die Zukunft erwarten, dass auch hier die Bedeutung wickeltechnisch hergestellter Bauteilen zunehmen wird.

1.2 Zielsetzung der Arbeit

In der vorliegenden Arbeit sollen Verfahren gefunden werden, die eine gesteigerte Belastung für Wickelbauteile ermöglichen. Im Zusammenhang mit den untersuchten Eigenspannungen stehen hierzu zwei miteinander verbundene Möglichkeiten zur Verfügung. Zum einen kann bei genauerer Kenntnis des Eigenspannungszustands der Sicherheitsbeiwert um den für nicht erfasste Eigenspannungen vorgesehenen Anteil gesenkt werden. Andererseits kann Einfluss auf den Eigenspannungszustand selbst genommen werden, um durch die Eigenspannungen nach dem Superpositionsprinzip die Lastspannungen zu verringern. Um eben diesen Betrag kann dann die Last gesteigert werden.

Die nachfolgenden Untersuchungen konzentrieren sich auf die Beeinflussung des Eigenspannungszustandes, da der Sicherheitsbeiwert eine Kombination von material- bzw. geometrieabhängigen Einflussfaktoren darstellt und sich somit nicht allgemeingültig an ausgewählten Probekörpern als Funktion des Materials und der Verarbeitungsparameter untersuchen lässt.

Bei der Herstellung von thermoplastischen Wickelbauteilen kommt es in aller Regel zur Entstehung von Eigenspannungen. Bei kleinen Sicherheitsbeiwerten spielen diese Eigenspannungen eine nicht zu unterschätzende Rolle. Je nach Ausprägung können sie der Festigkeit zuträglich sein oder nicht.

Mit der vorliegenden Arbeit soll ein Grundstein für ein Verfahren gelegt werden, mit dessen Hilfe Eigenspannungen mit strukturellem Nutzen in thermoplastische Bauteile während des Wickelverfahrens eingebracht werden können. Exemplarisch sollen ringförmige Probekörper im Wickelverfahren hergestellt und die Möglichkeiten untersucht werden, über die Prozessparameter des thermoplastischen Wickelverfahrens Einfluss auf die Eigenspannungen zu nehmen. Die Geometrie der Probekörper soll so gestaltet werden, dass sie ein weitestgehend von geometrischen Randbedingungen freies Messen erlaubt. In geeigneten Versuchen sollen die Prozessparameter ermittelt werden, die den größten Einfluss auf die Entstehung von Eigenspannungen beim thermoplastischen Wickeln haben. Diese Parameter sollen dann hinsichtlich ihrer Tauglichkeit für das erwähnte Superpositionsprinzip zur Minderung der Betriebslast bewertet werden. Ausgewählte Parameter, insbesondere solche, die für den bei Rohren häufig auftretenden Lastfall des Innendrucks besonders geeignet

erscheinen, werden eingehender untersucht. Abschließend soll eine Abschätzung der Spannungsrelaxation über einen längeren Zeitraum vorgenommen werden, so dass eine Abschätzung des zu erwartenden Nutzens möglich ist.

Als Materialien für diese Untersuchungen wurden aufgrund der Marktrelevanz Materialkombinationen aus Glasfasern und Polyetheretherketon bzw. Polypropylen (GF/PEEK bzw. GF/PP) sowie Kohlenstofffasern und Polyetheretherketon (CF/PEEK) ausgewählt. Diese Materialien decken auf der Seite der Polyetheretherketon-Matrices Hochtemperaturanwendungen unter Einsatz aggressiver Medien ab, wie sie in der Erdölförderung im Offshore-Bereich oder im Chemieanlagenbau bei sogenannten Spalttöpfen benötigt werden. Auf der anderen Seite wird durch eine Kombination von Glasfasern und Polypropylen der Bereich von Produkten abgedeckt, die sich vor allem über ihren Preis durchsetzen müssen, wie z.B. in der Automobilindustrie oder bei Erdgasrohren.

2 Stand der Technik

Der Stand der Wickeltechnik im Allgemeinen ist in anderen Veröffentlichungen bereits ausgiebig erörtert worden und kann z.B. bei [21, 22] nachgelesen werden. Im Folgenden soll der Stand der Technik bei der Verarbeitung von endlosfaserverstärkten Thermoplast-Tapes kurz dargelegt werden. Der Stand der Technik im Bereich der Eigenspannungen soll anschließend in einem etwas breiteren Rahmen beleuchtet werden.

In der vorliegenden Arbeit kam eine Portalwickelanlage mit 6 Freiheitsgraden zum Einsatz, wie sie in Bild 2.1 zu sehen ist.



Bild 2.1: Bolenz & Schäfer Portalwickelanlage mit 6 Achsen der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

2.1 Stand der thermoplastischen Wickeltechnik

Bei der Herstellung von Bauteilen mit thermoplastischer Matrix haben sich bis heute die zwei bereits in Kapitel 1.1 erwähnten Halbzeugarten - Commingled Yarn und vollkonsolidiertes Tape - kommerziell durchgesetzt. Commingled Yarns sind derzeit vorwiegend in Glasfaser-Polyethylen-terephthalat (PET) bzw. Polypropylen (PP) erhältlich [23]. Ihr Einsatz ist somit auf Bauteile mit geringeren Beanspruchungen beschränkt. Ihr Preis prädestiniert sie für nicht-strukturelle Bauteile in der Automobilindustrie. Die vollkonsolidierten Tapes werden hauptsächlich in Kombinationen von Kohlenstofffasern und Hochtemperaturthermoplasten angeboten [24, 25, 26]. Tabelle 2.1 listet die wichtigsten Hersteller und ihre Produkte auf. Bei APC-2 handelt es sich um ein PEEK-Blend mit nicht veröffentlichten Zusätzen.

Tabelle 2.1: Wichtige Hersteller thermoplastischer Tapes bzw. Commingled Yarns

| Hersteller | Produkt | Faser* | Matrix | Faser-Volumengehalt [%] | Zugfestigkeit [Mpa] | Zugmodul [Gpa] | Dichte [g/cm ³] |
|----------------------------------|-----------|--------|--------|-------------------------|---------------------|----------------|-----------------------------|
| Vetrotex | Twintex** | S2 | PP | 35 | 800 | 38 | 1,75 |
| Gurit Suprem | Plytron | S2 | PP | 35 | 720 | 28 | 1,48 |
| | Suprem | S2 | PEEK | 61 | 2000 | 55 | 2,01 |
| | Suprem | AS4 | PEEK | 61 | 2300 | 130 | 1,59 |
| Cytac Engineered Materials | APC-2/S2 | S2 | APC-2 | 61 | 1170 | 55 | 2,02*** |
| | APC2-AS4 | AS4 | APC-2 | 61 | 2068 | 138 | 1,60 |
| | APC/PEKK | AS4 | PEKK | 61 | 1965 | 127 | 1,61*** |
| | APC/PEI | AS4 | PEI | 61 | 2000 | 131 | 1,59*** |

* S2-Glasfasern sind ein Produkt von Owens Corning, AS4 Kohlenstofffasern sind ein Produkt von Hexcel Fibers

** Twintex ist als Commingled Yarn verfügbar

*** Werte nach Mischungsregel und Angaben aus [27, 28] ermittelt

Das Wickeln mit endlos faserverstärkten Thermoplast-Tapes stellt einen besonders effizienten Prozess dar, da im Gegensatz zu den duroplastischen Verfahren keine Aushärtezyklen bei hoher Temperatur notwendig sind. Der Matrix-Kunststoff der Tapes muss zur Verarbeitung über seine Schmelztemperatur erwärmt werden. Dies geschieht üblicherweise im sogenannten Nip-Point, dem Punkt, in dem das einlaufende Band und das bereits abgelegte zusammentreffen. In Bild 2.2 ist schematisch der in der vorliegenden Arbeit zum Einsatz kommende Anlagenaufbau dargestellt. Man kann erkennen, wie die Heizenergie im Nip-Point zugeführt wird.

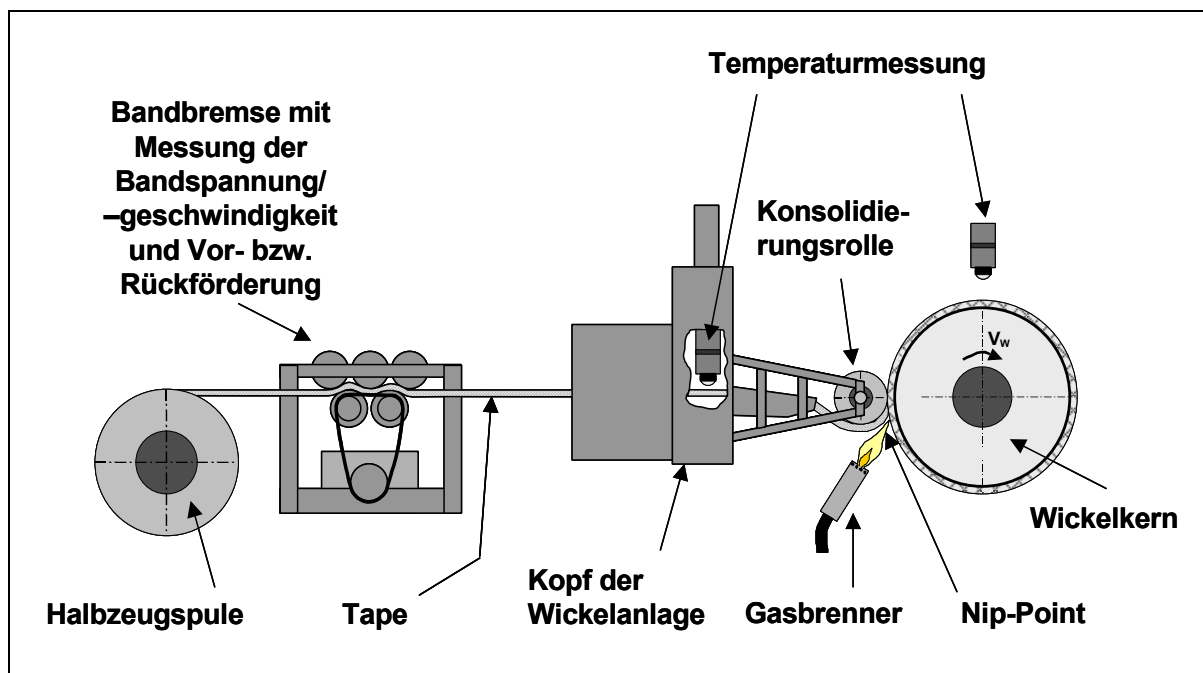


Bild 2.2: Schema Thermoplastwickeln

Die Führungsrolle kann beim Wickeln auch zum Aufbringen des notwendigen Anpressdrucks verwendet werden. Dies empfiehlt sich vor allem bei Kreuzlagen, bei denen die Konsolidierungskraft aufgrund der Umschlingung und der Bandkraft geringer ausfällt, als bei Umfangslagen.

Als Heizquelle kommen grundsätzlich alle geeigneten Wärmequellen in Frage. Gebräuchlich sind heute Infrarotstrahler bzw. Quarzstrahler [29], Laser [30], Heißgasdüsen [31] und offene Flammen [32]. Seltener zum Einsatz kommt die Aufheizung durch Wärmeleitung [33] oder Ultraschall [34]. Mikrowellen können zwar zur Aufheizung verwendet werden [35], kommen aber in der Wickeltechnik praktisch nicht zum Einsatz. In der vorliegenden Arbeit wurde mit der in [32] beschriebenen und um eine

Feldbusregelung der Sensoren und Aktuatoren erweiterten Anlage gearbeitet. Das neuartige Feldbussystem ist komplett PC-basiert und arbeitet über Schnittstellen mit der SPS zusammen. Der Vorteil ist, dass die Kalibrierung und die Anzeige der Sensoren in der mit der Visualisierungssoftware Diadem® selbst konfigurierten Benutzeroberfläche jederzeit den Bedürfnissen angepasst werden kann. Selbiges gilt auch für die Aktuatoren. Ihre Skalierung und die Regelung der Ausgangsgrößen konnte hier in einem Software-Regelalgorithmus umgesetzt werden. Die softwarebasierte Umsetzung auf einem Industrie-PC hat zudem den Vorteil, dass alle Daten auf dem PC gespeichert und direkt in ein Tabellenkalkulationsprogramm übertragen werden können. Auf diese Weise wurden sämtliche Temperatursensoren und Kraftmessdosen betrieben. Bei den Aktuatoren wurden eine verbesserte Flammsteuerung, eine Bandbremse und ein temperierbarer Wickelkern umgesetzt.

Bei der für die vorliegenden Untersuchungen neu aufgebauten Gasmengenregelung kann das Mischungsverhältnis und das Gasvolumen geregelt betrieben werden. Insbesondere das Gasvolumen wird unabhängig von den Umgebungsbedingungen in Normlitern (nl) eingestellt, was eine Reproduzierbarkeit der Versuchsbedingungen gewährleistet. Dies konnte durch den Einsatz von busgesteuerten Gasregelventilen erreicht werden. In allen durchgeführten Untersuchungen wurde ein Gesamtvolumen von 10,2 nl/min bei einem Mischungsverhältnis von einem Teil Sauerstoff auf neun Teile Wasserstoff (in nl) eingesetzt.

Um die Bandspannung aufzubringen, kommen im Allgemeinen mechanische Bremsen, Magnetpulverbremsen oder Elektromotoren zum Einsatz. In der verwendeten busgesteuerten Form handelt es sich um eine servomotorbetriebene Bandbremse. Der Motor kann in allen vier Quadranten betrieben werden, so dass er sowohl im Vorwärts-, als auch im Rückwärtsbetrieb bremsen bzw. fördern kann. Der Motor wurde hier drehmomentgeregelt betrieben. Die gesamte Bremsvorrichtung ist beweglich auf einem Schlitten gelagert, der sich an einer Wägezelle abstützt. Die Messwerte dieser Wägezelle werden zur Bandkraftregelung herangezogen.

Bild 2.3 zeigt den Aufbau der Bremsvorrichtung mit der pneumatischen Andruckvorrichtung, die den notwendigen Druck auf die Bremsrollen aufbringt, um ein Durchrutschen zu verhindern. Die Andrückzylinder können die Rollen aber auch voneinander trennen, um das Einführen des Tapes zu erleichtern.

Die Heizung des Wickelkerns wurde durch einen elektrisch geheizten Kern realisiert. Die Temperatur wird mit einem Thermoelement des Typs K ermittelt, das unter der Oberfläche des Kerns in der Rohrwand eingebracht wurde. Als Regler wird eine Zweipunktregelung eingesetzt, die die Heizung bei Erreichen der Nenntemperatur ausschaltet und bei einer Abweichung von -3 °C wieder aktiviert. Bild 2.4 zeigt den Aufbau des Wickelkerns.

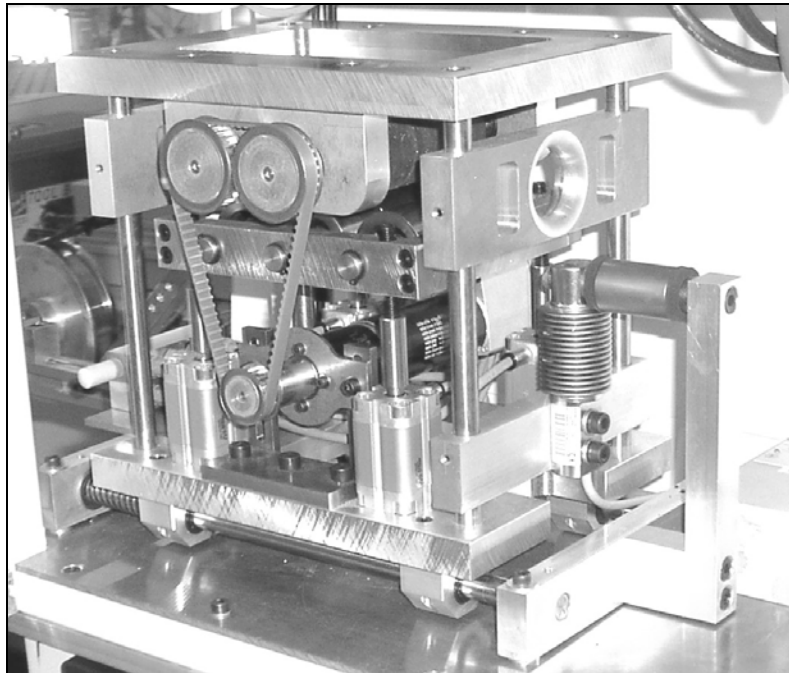


Bild 2.3: Servomotorgesteuerte Bandbremse

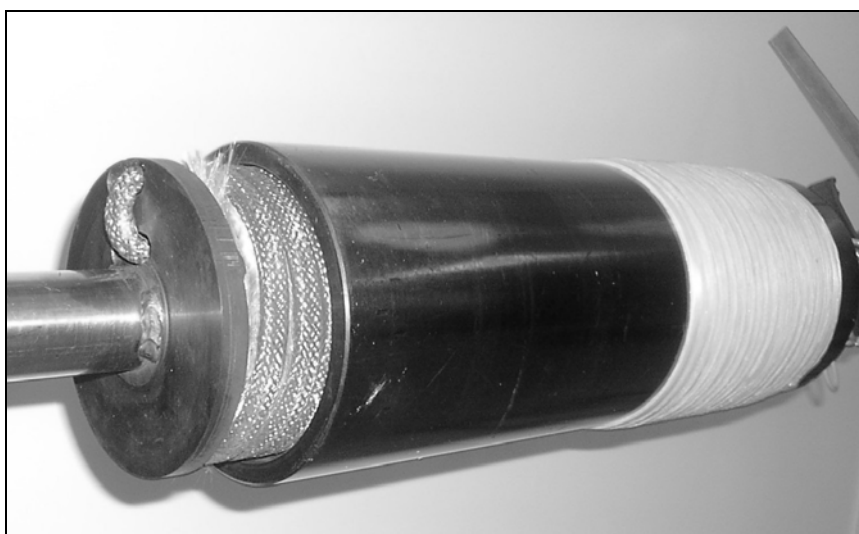


Bild 2.4: Elektrisch temperierter Wickelkern (bei der Montage)

2.2 Stand der Technik – Eigenspannungen

Um im Folgenden Missverständnisse zu vermeiden, soll hier der Begriff der Eigenspannungen im Sinne der vorliegenden Arbeit definiert werden. Die Definition lehnt sich an die für metallische Werkstoffe bekannten Zusammenhänge an [36]. Demnach sind Eigenspannungen „Spannungen in einem abgeschlossenen System, auf das keine äußeren Kräfte und Momente wirken. Die mit den Eigenspannungen verbundenen inneren Kräfte bezüglich jeder Schnittachse durch das abgeschlossene System sind Null ebenso wie die Summe der inneren Momente bezüglich jeder Achse“ [36]. In der vorliegenden Arbeit ist das abgeschlossene System ein ringförmiger Probekörper. Das mechanische Gleichgewicht bedingt hier, dass die Eigenspannungen in Umfangsrichtung keine Verformungen hervorrufen, solange in das Gleichgewicht nicht eingegriffen wird.

Die Eigenspannungen im Bauteil können je nach Ausprägung der Bauteilfestigkeit zuträglich sein oder das Gegenteil bewirken, wenn sie sich mit den Lastspannungen für den jeweiligen Betriebszustand überlagern. Für die wickeltechnischen Anwendungen kommen hier zwei Arten von Bauteilen in Betracht. Zum einen Bauteile, die einen sogenannten Liner enthalten und zum anderen solche, die ausschließlich aus FKV bestehen. Zu den ersteren zählen fast alle Bauteile, die Fluide oder Gase unter Druck aufnehmen sollen. Bild 2.5 zeigt das Schema der Eigenspannung in Umfangsrichtung in einem Bauteil mit Liner und die Superposition mit einer Belastung durch Innendruck.

Die aus dem angesprochenen Innendruck resultierenden Spannungen in Umfangsrichtung in einem Bauteil mit isotropen Eigenschaften - wie z.B. einem Stahlbehälter - stellen sich, wie aus der Mechanik bekannt, ein. Wird nun z.B. die Wanddicke halbiert und die äußere Hälfte durch einen FKV ersetzt, der Eigenspannungen aufweist, so kann sich die gezeigte Superposition einstellen. Die Eigenspannungen entsprechen im gezeigten Fall einer Vorspannung des Liners durch Zugspannungen im FKV. Der umgekehrte Fall, dass der Liner den FKV zusammenzieht, kann sich ohne Ablösen der beiden Komponenten nur durch ideale Haftung und Schrumpfen des Liners einstellen. Ein Fall, der in der Praxis eine untergeordnete Rolle spielt.

Die Vorspannung des Liners führt durch die idealisierten Übergangsbedingungen (es werden nur Radialkräfte übertragen) zu einer Herabsetzung des Spannungsniveaus

im Liner und naturgemäß zu einer entsprechenden Steigerung im FKV. Die allgemein hohen Festigkeiten von FKV erlauben eine deutlich höhere absolute Belastung als bei Stahl. Eine solche Variante der Eigenspannungen in Bauteilen mit Liner hat das Ziel, das Versagen des Liners, welches für den Dauerbetrieb mit dem plastischen Fließen gleichgesetzt werden muss, zu einem höheren Spannungsniveau zu verschieben. Aus dem Schema kann man schließen, dass ein solches Verfahren auch mit anderen Materialkombinationen möglich ist, und dass es auf einfacher mechanischer Superposition beruht.

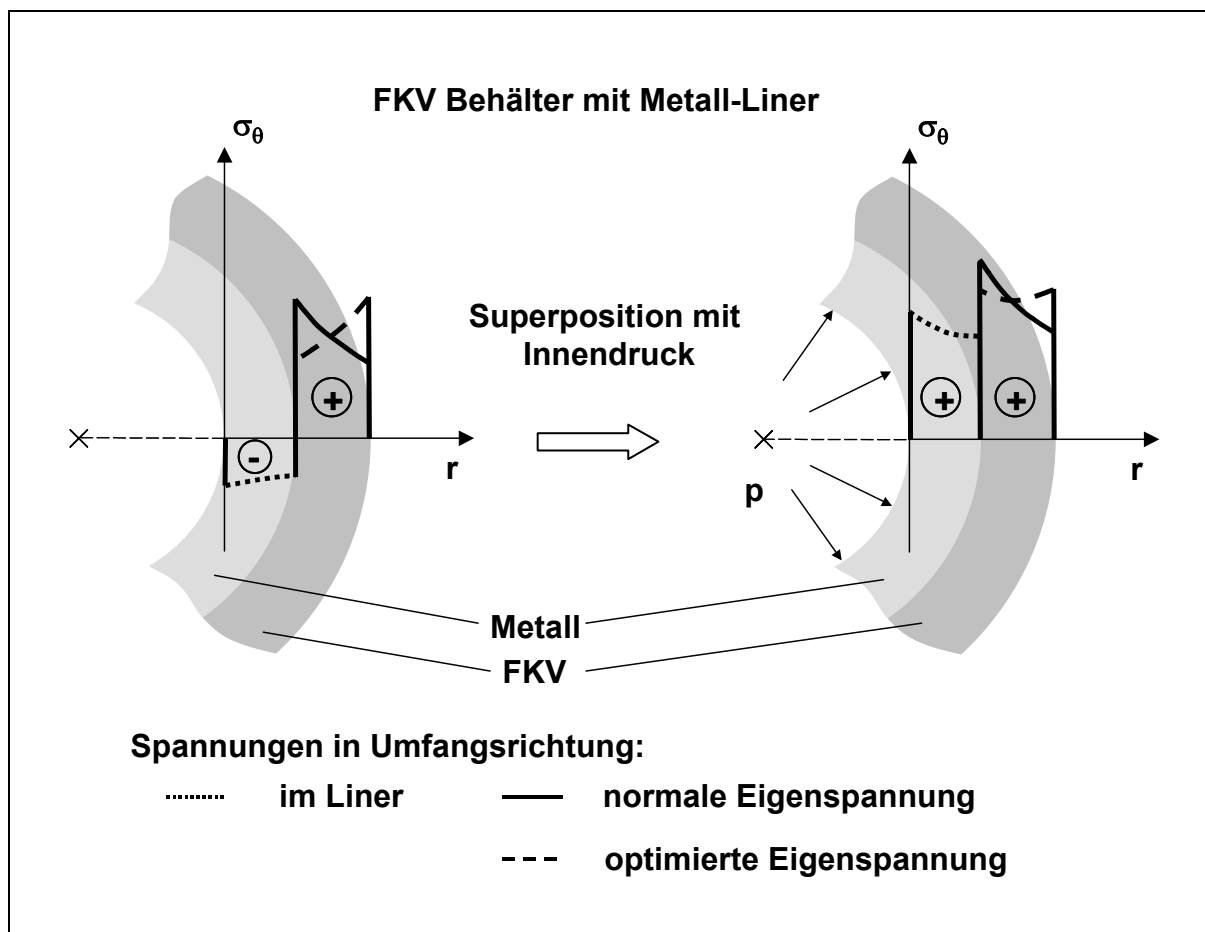


Bild 2.5: Auswirkungen von Eigenspannungen auf das Gesamtspannungsniveau für einen Composite-Behälter mit metallischem Liner

In Bild 2.6 sind die Verhältnisse für reine FKV-Bauteile schematisch dargestellt. Die Entstehung der Eigenspannungen ist hier vor allem materialabhängig und komplexer als im oben beschriebenen Fall. In der Darstellung ist zu erkennen, dass sich im freigelagerten Bauteil ein Eigenspannungsprofil einstellt, dessen Kräftegleichgewicht nicht durch einen Liner gestützt wird und somit in sich im Gleichgewicht sein muss.

Typisch ist hier ein Wechsel des Vorzeichens in der neutralen Faser und betragsmäßig annähernd gleiche Werte an der Innen- und Außenseite für nicht zu große Wanddicken. Grundsätzlich kann das Eigenspannungsprofil die dargestellte, der Festigkeit zuträgliche Ausprägung, annehmen oder bei umgekehrtem Profil, die Lastspannungsspitze bei Innendruck an der Innenseite noch verschärfen. Erstrebenswert ist ein Eigenspannungsprofil, das zu einer ausgeglicheneren Spannungsverteilung im Bauteil beiträgt. Eine Verschiebung des Spannungsniveaus zu niedrigeren Werten, wie es bei Bauteilen mit Liner möglich ist, kann aus Gleichgewichtsgründen für reine FKV-Bauteile nicht erreicht werden.

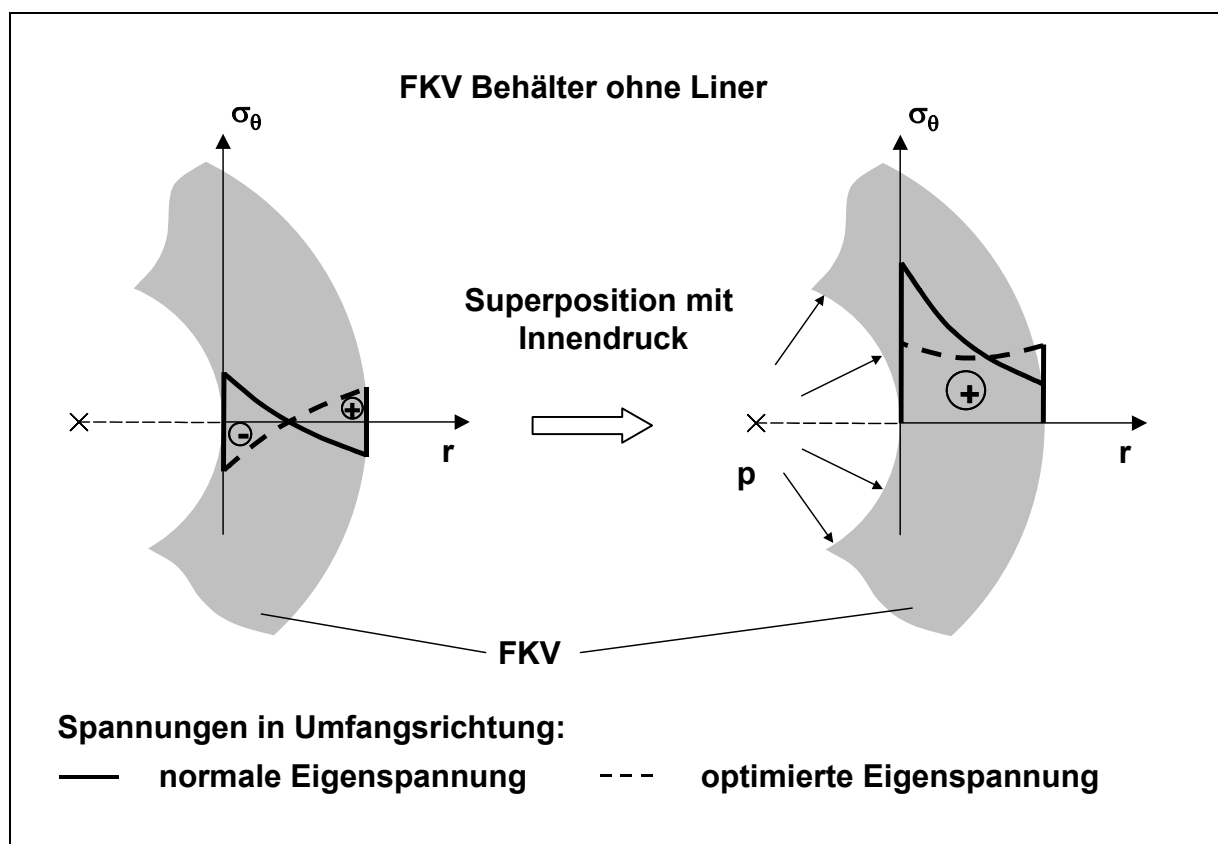


Bild 2.6: Auswirkungen von Eigenspannungen auf das Gesamtspannungsniveau für einen Composite-Behälter ohne Liner

In Bild 2.7 ist der Gleichgewichtszustand für einen ungeöffneten Ring dargestellt [37]. Der abgebildete Gleichgewichtszustand führt beim Entfernen eines Segments zu einem Schließen des Rings und ist somit entgegengesetzt der in Bild 2.6 beschriebenen und erstrebenswerten Spannungsverteilung. Die Gleichgewichtsbedingung für die Umfangsspannung ist in Gleichung 2.1 gegeben.

$$\int_{r_i}^{r_a} \sigma_{\theta} dr = 0 \quad (2.1)$$

Somit ergibt sich in dem dargestellten mechanischen Freischnitt der überzeichnet dargestellte Spannungsverlauf am rechten Schnittrufer.

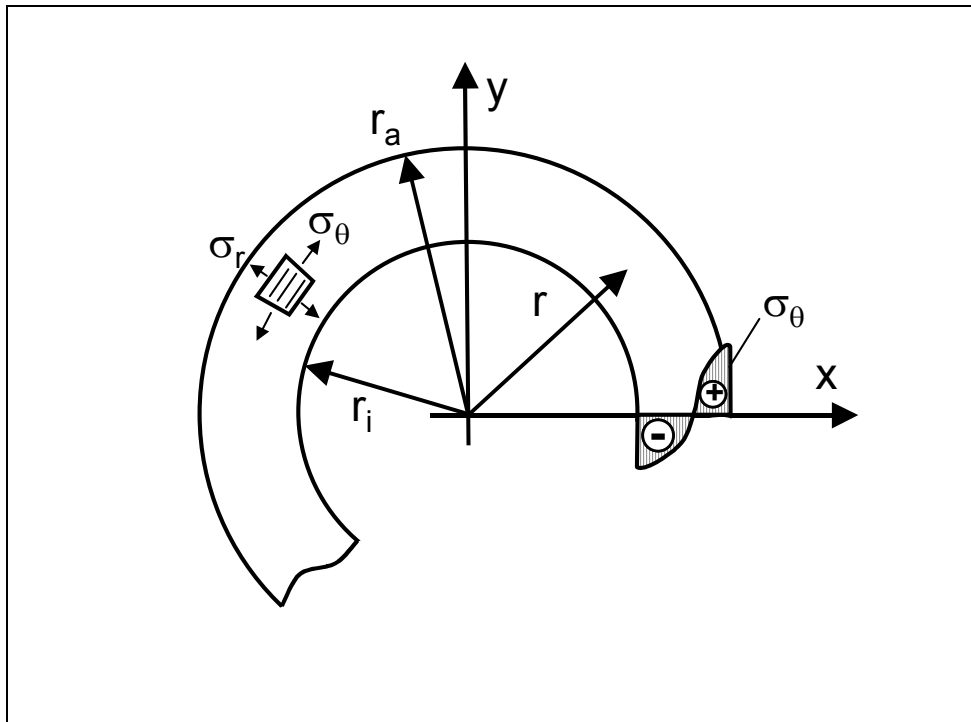


Bild 2.7: Gleichgewichtsbedingung für die Umfangsspannung in einem frei gelagerten Ring [37]

2.2.1 Entstehung von Eigenspannungen in thermoplastischen, teilkristallinen FKV-Bauteilen

Die Entstehungsmechanismen der Eigenspannungen sind eng mit dem Maßstab des betrachteten Systems verbunden. Auf der untersten Ebene stehen die Eigenspannungen im atomaren bzw. molekularen Bereich. Da diese Spannungen allerdings sehr gering sind, sollen sie hier nicht betrachtet werden. Die nächst höhere Ebene ist die der Kristallstrukturen. Bei den betrachteten thermoplastischen teilkristallinen Matrixwerkstoffen können sich die Eigenspannungen zwischen verschiedenen Kristallen oder zwischen der Kristallstruktur und der sie umgebenden amorphen Phase der Matrix ausbilden. Ihre Entstehung ist stark abhängig von der thermischen Vorgeschichte. Sie werden hier nicht vorrangig erörtert werden. Eine weitere Ebene höher findet man Eigenspannungen zwischen der Matrix und den Fasern. Diese Spann-

gen werden maßgeblich durch die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Fasern und Matrix hervorgerufen. Auf der letzten, der Bauteilebene, bilden sich Eigenspannungen hauptsächlich zwischen Rand- und Kernzonen. Auch sie sind abhängig von der thermischen Vorgeschichte. Die genannten Bereichen lassen sich in der Praxis nicht immer separiert ermitteln. Mit den in Kapitel 2.2.2 beschriebenen Verfahren kann man jedoch davon ausgehen, Eigenspannungen aus den letzten drei Ebenen erfassen zu können. Diese drei Ebenen sollen vor allem aber wegen ihrer Bedeutung für das Bauteil Gegenstand der vorliegenden Untersuchung sein.

Wie in Kapitel 2.1 bereits beschrieben, muss das Matrixmaterial zur Verarbeitung im Wickelverfahren aufgeschmolzen werden. Es ist davon auszugehen, dass sich die Kristallstrukturen bei diesem Vorgang vollständig auflösen. In schmelzflüssigem Zustand ist die Matrix nicht in der Lage Kräfte, zu übertragen, während die Fasern, deren Schmelzpunkt nochmals deutlich höher liegt, dies durchaus können. Beide Komponenten unterliegen selbstverständlich der Temperaturexpansion. Solange die Matrix sich aber durch Abkühlen nicht wieder verfestigt, kommt es auch nicht zu Spannungen zwischen beiden. Erst mit einsetzender Verfestigung entwickelt sich eine Stützwirkung der Matrix gegenüber den Fasern und umgekehrt. Die üblicherweise geringere Schrumpfung der Fasern verspannt dann die Matrix, die sehr viel stärker schrumpfen möchte. Die Verfestigung von teilkristallinen Thermoplasten findet in zwei Stufen statt. Zuerst bilden sich beim Abkühlen aus der Schmelze ab einer gewissen Temperatur Kristalle aus, deren Wachstum bis zu einer gewissen unteren Grenztemperatur fortschreitet und dann zum Erliegen kommt. Bei der Glasübergangstemperatur verfestigt sich dann auch der amorphe Anteil der Matrix. In den charakteristischen Schaubildern für Thermoplaste, wie z.B. in Bild 2.8, kann man die Bereiche der Schmelztemperatur und der Glasübergangstemperatur vor allem beim Schubmodul gut zuordnen.

Im Bereich der Glasübergangstemperatur sinkt der Schubmodul mit steigender Temperatur leicht ab, während er bei stetig weiter schmelzenden Kristallstrukturen schließlich bis zu rein viskosem Verhalten hin abfällt. Zwischen dem Beginn der Kristallitschmelze und der vollständigen Schmelze bildet sich ein variables Gleichge-

wicht zwischen Aufschmelzen und Kristallneubildung, das in erster Linie von der Temperatur abhängt.

Dieses Verhalten ist reversibel und läuft in umgekehrter Richtung genau invers ab. Die Verfestigung läuft also analog ab. Ab einer gewissen Temperatur haben sich dann genügend Kristalle gebildet bzw. weist die Matrix eine ausreichende Tragfähigkeit für die Eigenspannungsbildung auf. Ab dieser Schwelle führen die unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten zu einer Verspannung von Faser und Matrix, die dann gemein hin als Eigenspannung im Material verbleibt. Es handelt sich um einen Vorgang, der den thermoplastischen (teilkristallinen) Verbundwerkstoffen inhärent ist und somit durch die Prozessführung zwar beeinflusst, aber nicht verhindert werden kann. Bei der Betrachtung der Kristallisation ist zu berücksichtigen, dass es sich beim Aufschmelzen und anschließenden Erstarren um nicht isotherme Prozesse handelt.

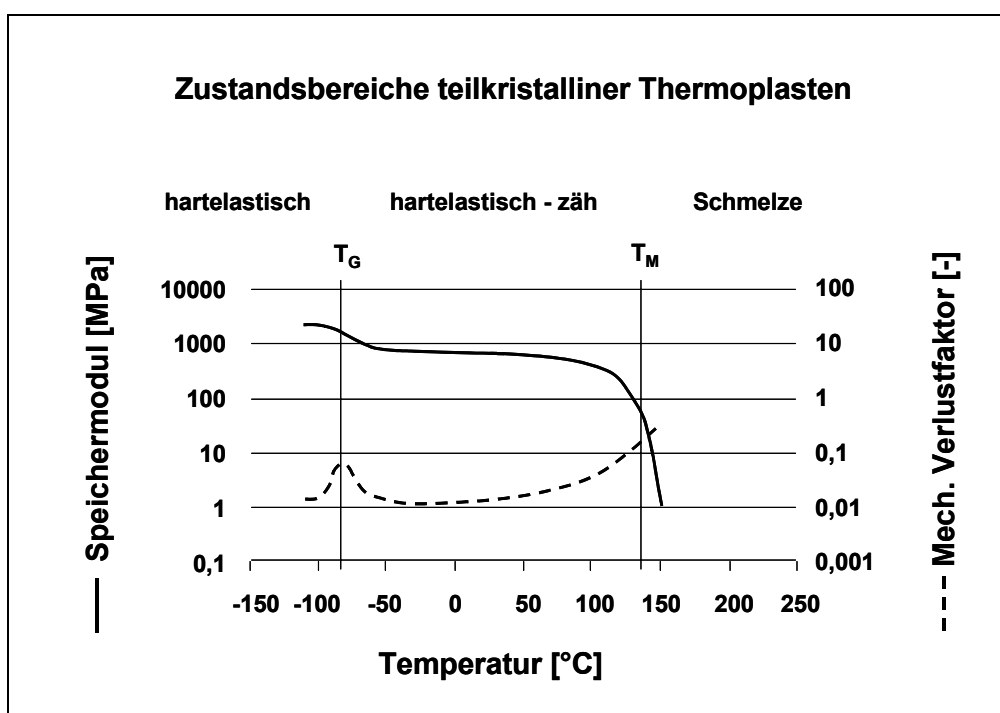


Bild 2.8: Typisches Temperaturverhalten eines teilkristallinen Thermoplasten

Parallel zu dieser Hauptursache für die Entstehung von Eigenspannungen laufen zwei weitere Vorgänge ab. Zum einen findet eine Volumenänderung durch den Kristallisationsschrumpf statt, zum anderen bilden sich wie in jeder erstarrenden Schmelze Eigenspannungen zwischen der bereits erstarrten Außenschicht und dem erst erstarrenden Schmelzekern aus. Letzteres ist unumgänglich, wohingegen die

Volumenabnahme durch die Bildung von Kristallstrukturen zu einem großen Teil durch die weiterhin viskos vorliegende amorphe Phase des Thermoplasten ausgeglichen wird [38].

Wichtig für die Entstehung der Eigenspannungen ist also die Kristallisation und ihr Fortschritt mit der Zeit bzw. der weiter absinkenden Temperatur. Es wurden verschiedene Modelle entwickelt, um die Kristallisation vorherzusagen. Die meisten bedienen sich bei der Beschreibung der Avrami-Gleichungen. Für CF/PEEK wurde z.B. bei [39] die Kristallisationskinetik für Abkühlraten von 0,5 °C/min bis zu 160 °C/min mit der folgenden Gleichung beschrieben.

$$X_K(t)/X_K(\infty) = 1 - \exp(-k_A t^n) \quad \text{mit } t = (T_0 - T) / \phi \quad (2.2)$$

Wobei T die Temperatur zur Zeit t und T_0 die Temperatur bei Kristallisationsbeginn ist. ϕ stellt die Abkühlrate dar und X_K ist der Kristallisationsgrad. Entgegen dem klassischen Avrami-Modell sind die Parameter n und k durch den nicht-isothermen Verlauf veränderlich mit der Zeit. Sie wurden tabelliert, um die Kurve anpassen zu können. So konnte der nichtlineare Verlauf der Kristallisationskurven, der der ursprünglichen linearen Vorhersage von Avrami entgegensteht, nachgebildet werden. Als Grund für das kontinuierliche Sinken der Kristallisationsrate wird hier der Übergang von einer unbehinderten Kristallisation zu einem nachgeschalteten Kristallisationsprozess genannt, bei dem die bereits gebildeten Kristalle die Ausbreitung behindern. Ein ähnliches Verhalten wird auch in dem vielzitierten Modell von Velisaris und Seferis [40] (ebenfalls für CF/PEEK) festgestellt. Sie assoziieren den unterschiedlichen Steigungen der Kurve zwei Arten der Kristallbildung. Das diffusionsabhängige, sphärolitische Wachstum und das stabförmige, diffusionsunabhängige, epitaktische Wachstum. Das Gleichgewicht zwischen beiden stellt sich in Abhängigkeit von Temperatur, Abkühlrate und Faservolumengehalt ein. Beide Arten der Kristallbildung konnten von Velisaris und Seferis nachgewiesen werden, wobei Fasern eine Verschiebung zum epitaktischen, transkristallinen Wachstum begünstigten. Der Beginn des sphärolitischen Kristallwachstums konnte mit ihrem Modell für CF/PEEK auf 320 °C bestimmt werden, während das epitaktische Wachstum bereits ab einer Temperatur von 342 °C beim Abkühlen aus der Schmelze beginnt.

In Bild 2.9 [41] sind diese Vorgänge – allerdings ohne Differenzierung der Kristallarten – in einem aus Messungen bestimmten Zeit-Temperatur-Zustandsänderungs-

diagramm dargestellt. Hier sind Kurven für kontinuierliche Abkühltransformationen eingetragen. Auf ihnen ist die Starttemperatur, der Kristallisationspeak und die Endtemperatur der Kristallisation (wie sie sich aus DSC-Messungen der Enthalpie ableiten lassen [42]) in Abhängigkeit der Abkühlrate eingetragen. Aus dem Diagramm lässt sich ebenfalls die benötigte Zeit für die Kristallisation ablesen.

Die Abkühlrate steht in direktem Zusammenhang mit der erreichbaren Kristallinitätsrate. Diese kann in Bild 2.10 [41] abgelesen werden. Mit diesen Diagrammen kann mit ausreichender Näherung bestimmt werden, wie die Kristallbildung für PEEK-basierte Composites für die später im Prozess zu beobachtenden Abkühlraten vonstatten geht.

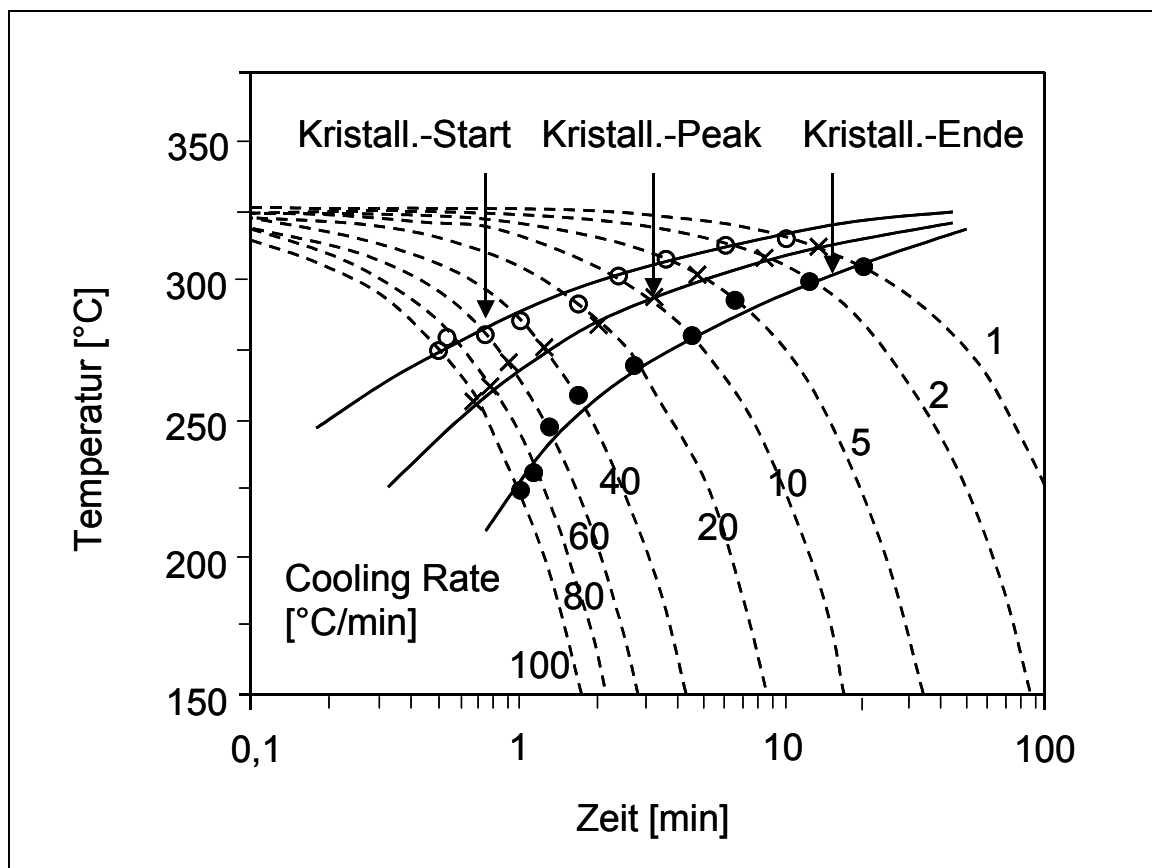


Bild 2.9: Kristallisationsdynamik für PEEK nach Chen und Chung [41]

Außerdem ist die Tatsache, dass für gleiche Prozessbedingungen beim Thermoplastwickeln keine signifikante Änderung des Kristallinitätsverhaltens für wiederholtes Aufschmelzen und Kristallisieren eintritt [43], von erheblicher Bedeutung, da das Substrat beim Ablegen einer neuen Lage erneut aufgeschmolzen wird. Auch wenn diese Erkenntnis nur für PEEK nachgewiesen wurde, kann davon ausgegangen wer-

den, dass sie sich ebenso für PP bewährt. Auch hier werden die eventuell durch die Halbzeugherstellung in das Tape eingebrachten Randbedingungen wie z.B. Verstreckungen durch das vollständige Aufschmelzen weitestgehend aufgehoben.

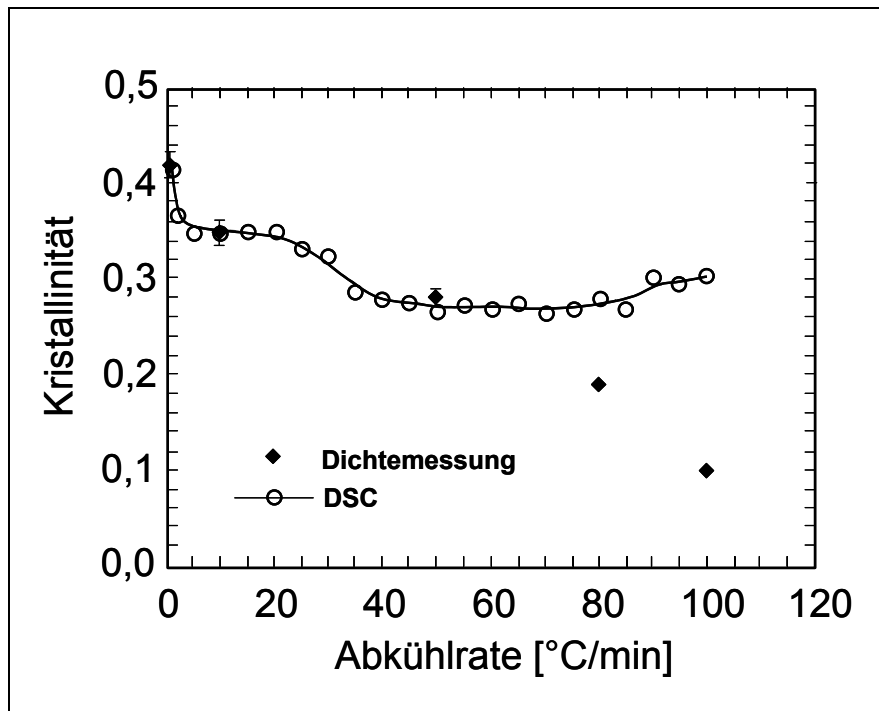


Bild 2.10: Aus Dichte- und DSC-Messungen ermittelte Kristallinität über der Abkühlrate für nicht-isotherm kristallisierte PEEK-Proben [41]

Im Vergleich zu den Veröffentlichungen über CF/PEEK finden sich für die PP-basierten Composites deutlich weniger detaillierte Angaben. Zudem gibt es eine Vielzahl an Ausprägungen von PP, während PEEK nur in wenigen Varianten hergestellt wird. Für PP kann aber generell festgestellt werden, dass der Grad der Isotaktizität einen starken Einfluss auf die Starttemperatur und die Kristallinität hat, wohingegen die Molekülmasse eine untergeordnete Rolle spielt [44].

Wie für PEEK-basierte Composites existiert auch für PP eine Starttemperatur für die Kristallisation, die von der Abkühlrate abhängt. Youssef [45] hat die Kristallisation für verschiedene Abkühlraten untersucht. Er stellt für steigende Abkühlraten ebenfalls eine sinkende Start- und Peaktemperatur der Kristallisation fest. Für niedrige Abkühlraten bilden sich außerdem bei PP deutlich größere Sphärolithstrukturen aus. Diese Sphärolithe wirken durch ihre großen Grenzflächen im Gegensatz zu den feinverteilten bei PEEK beim Dreipunktbiegeversuch scherfestigkeitsmindernd. Es konnte hier ein Versagen zwischen den Sphärolithen und nicht in der Faser-Matrix-Grenzfläche

ausgemacht werden, so dass unter Umständen schneller abgekühlte Proben bessere Werte liefern können, auch wenn der Grad der erreichten Kristallinität geringer ist. In Bild 2.11 ist der Zusammenhang zwischen der Abkühlrate und den Kristallisationstemperaturen für komplett durchgeschmolzenes PP (5 min bei 200 °C) nach [45] dargestellt.

In Anbetracht der beschriebenen Kristallisationskinetik und der bereits erwähnten Eigenspannungsbildung in Abhängigkeit der Präsenz der Kristallstrukturen kann die Eigenspannungsentstehung wie folgt beschrieben werden. Dabei soll für die Erläuterung die Annahme gelten, dass ein Tape im Nip-Point durch eine Flamme bzw. Heißgasdüse aufgeschmolzen wird und auf ein Substrat abgelegt wird. Es erfolgt die sogenannte in situ Konsolidierung. Tape und Substrat sind unidirektional faserverstärkt und die Ablegerichtung weist in die Faserrichtung des Substrates.

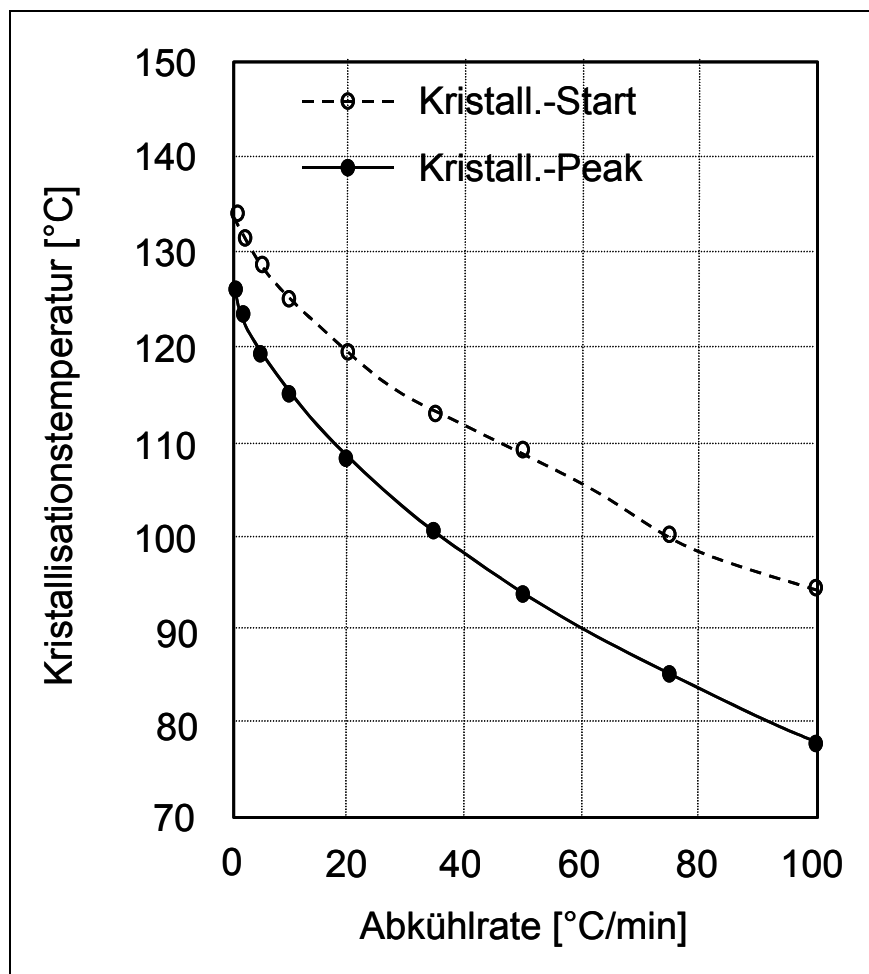


Bild 2.11: Änderung der Kristallisationsstart- und -peaktemperaturen über der Abkühlrate für PP [45]

Im aufgeschmolzenen Tape stellt sich im Nip-Point eine vollständige Schmelze ohne Restkristalle ein. Im Substrat dagegen, das bereits zu einem gewissen Grad abgekühlt war, bevor es im Rahmen der Drehbewegung des Wickelkerns den Nip-Point wieder erreicht, werden die gebildeten Kristalle in radialer Richtung teilweise wieder aufgeschmolzen. Tape und Substrat werden zusammengeführt und unter Druck und Temperatur konsolidiert. Beim Verlassen der Heizzone um den Nip-Point herum ist die Matrix beider Fügepartner noch schmelzflüssig. Im Zuge der Drehbewegung wandert diese Zone aus dem Heizbereich heraus und kühlt ab. Dabei setzt die Verfestigung der Matrix ein und die angesprochene Eigenspannungsbildung beginnt. Niedrige Abkühlraten und somit hohe Starttemperaturen für die Kristallisation sind gleichbedeutend mit hohen thermischen Eigenspannungen, da der Bereich der behinderten Kontraktion von Fasern und Matrix sich über eine größere Temperaturspanne erstreckt [46].

Die Verfestigungstemperatur, also die Starttemperatur der Kristallinität, wurde bei Youssef und Denault [47] für die PP-Matrix eines GF/PP Halbzeugs der Firma Baycomp bei 123 °C gemessen. Sie ist gleichbedeutend mit der sogenannten spannungsfreien Temperatur, ab der sich Eigenspannungen ausbilden können. Für langsame, moderate bzw. schnelle Abkühlraten wurde sie von [47] mit 123 °C, 111 °C und 94 °C angegeben. Diese Werte stehen mit den Kristallisationstemperaturen in Bild 2.11 in Einklang, auch wenn keine direkten Werte für die Abkühlrate angegeben werden. Für PEEK finden sich unterschiedliche Angaben bezüglich der spannungsfreien Temperatur. Sonmez [48] gibt sie z.B. mit 310 °C an. Bei Chapman et al. [49] wird die Kristallisationstemperatur in Abhängigkeit der Abkühlrate unter zusätzlicher Berücksichtigung der Wärme, die durch die Kristallisation frei wird, ermittelt. Im Bereich oberhalb der Glasübergangstemperatur wird hier viskoelastisches Materialverhalten angenommen. Der Übergang von thermoelastischem zu viskosem Verhalten kann anhand eines Knicks in der Kurve des über der Temperatur aufgetragenen Moduls gefunden werden. In Faserrichtung konnte dieser Knick unterhalb 340 °C nicht mehr festgestellt werden. Folglich geht Chapman ab einer Temperatur von 340 °C von einer Verfestigung aus, ab der sich Eigenspannungen bilden können. Tierney et al. [50] koppelt ein Kristallisationskinetikmodell mit einem Modell für den Schmelzgrad. Mit dem ersten wird der Kristallinitätsgrad des erstarrenden Tapes ermittelt, mit dem zweiten der Kristallinitätsgrad des wieder aufgeschmolzenen Substrates be-

stimmt. Der Übergang zwischen Kristallisation und Schmelzen liegt für diese Annahmen bei 320 °C. Er stellt die Starttemperatur der Eigenspannungsbildung dar. Auch diese Angaben stehen nicht im Widerspruch zu Bild 2.9.

Zusammenfassend kann also gesagt werden, dass sich entsprechend der jeweiligen Prozessbedingungen beim Abkühlen mit einer bestimmten Abkühlrate ab der Starttemperatur der Kristallisation Eigenspannungen ausbilden. Das bedeutet, dass die thermischen Eigenspannungen maximal werden, wenn die Starttemperatur für die Kristallisation ihren Höchstwert annimmt und gleichzeitig die Differenz zwischen den thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Faser und Matrix maximal ist. Es ist also zu erwarten, dass die thermischen Eigenspannungen für CF/PEEK größer sind, als für GF/PP, da sowohl die Starttemperatur von PEEK höher ist, als auch die Differenz der Ausdehnungskoeffizienten durch die negative Ausdehnung der Kohlenstofffasern bei Erwärmen größer ist.

Bezieht man diese Erkenntnisse auf das Thermoplast-Wickeln und die in situ Konsolidierung, so stellen sich die nachfolgend beschriebenen Randbedingungen. Das erstarrte Substrat und die darin gebildeten Kristalle werden bei der nächsten Umdrehung wieder durch die Heizzone gedreht. Dabei wird das Substrat - und somit die Kristalle - teilweise wieder aufgeschmolzen [51] und erstarrt und kristallisiert erneut. [50] konnte für CF/PEEK-Laminat eine Schmelztiefe beim neuerlichen Überfahren von 2 Lagen ermitteln. Unterhalb dieser Lagen bilden sich dann die Kristalle in ihrer endgültigen Form aus. Das Kristallwachstum wird dabei durch eine Art Tempern verursacht, das sich durch das wiederholte Überfahren der Heizquelle einstellt.

Für ringförmige Probekörper, die wie beschrieben im in situ Konsolidierungsverfahren hergestellt wurden, wurde von [37] das nachfolgend beschriebene Verhalten bei der Eigenspannungsbildung beobachtet. Es begründet sich durch die beschriebenen thermisch induzierten Eigenspannungen. So wurden für kohlenstofffaserverstärkte Ringe aufgrund des negativen Ausdehnungskoeffizienten der Fasern Zugeigenspannungen in Umfangsrichtung an der Innenseite und Druckeigenspannungen an der Außenseite des Rings festgestellt. Grund hierfür ist eine Ausdehnung der Fasern beim Abkühlen. In radialer Richtung ergibt sich aus dem Kräftegleichgewicht eine Zugeigenspannung über der gesamten Bauteildicke.

Bei Glasfaserringen schrumpfen die Lagen sowohl in axialer, als auch in radialer Richtung. Das Schrumpfen führt zu einer Stauchung in Umfangsrichtung. Zusätzlich stellen sich radiale Druckeigenspannungen ein. Aus Gleichgewichtsgründen ergibt sich an der Außenseite eine Umfangseigenspannung in Zugrichtung. Eine Kerntemperaturerfolgung erfolgte bei den Versuchen nicht. Zu den selben Ergebnissen kommen auch Cirino und Pipes [52]. Proben aus CF/PEEK schließen sich, wenn in axialer Richtung ein Segment herausgetrennt wird. Proben aus GF/PP weiten sich auf. Das entspricht den bei [37] beschriebenen Spannungszuständen.

Die meisten bisher durchgeführten Untersuchungen beschäftigen sich mit den sogenannten thermischen Eigenspannungen, also Eigenspannungen, die aus den unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten von Fasern und Matrix resultieren. Ziel der vorliegenden Arbeit ist es aber, einen Spannungszustand, wie er in Bild 2.6 als optimiert dargestellt ist, zu erreichen. In den folgenden Kapiteln wird untersucht, wie ein solcher Eigenspannungszustand erreicht werden kann.

2.2.2 Messen von Eigenspannungen in thermoplastischen, faserverstärkten Bauteilen

Grundsätzlich teilen sich die Verfahren zur Spannungsmessung auch für die FKV in zerstörungsfreie und destruktive Messverfahren ein.

Bei den destruktiven Verfahren zur Messung von Eigenspannungen wird sich die resultierende Verformung bei einem Eingriff in das mechanische Gleichgewicht zu Nutze gemacht, indem dieses Gleichgewicht gezielt gestört wird und aus den resultierenden Verformungen mittels des Elastizitätsgesetzes auf die vorhandenen Eigenspannungen geschlossen wird. Erste Untersuchungen sind im metallischen Bereich bereits für das Jahr 1921 bei Macherauch [36] dokumentiert. Ansätze für die Bestimmung von Eigenspannungen in Faserverbundwerkstoffen finden sich in den sechziger Jahren des letzten Jahrhunderts für zylindrisch orthotrope Materialien bei Olson und Bert [53].

Zur sinnvollen Erfassung der Eigenspannungen muss das bereits angesprochene abgeschlossene System für den vorliegenden Fall definiert werden. Im Bereich der Wickeltechnik ist dies ein geschlossener und üblicherweise rotationssymmetrischer Körper. Zur Ermittlung der grundlegenden Zusammenhänge wird hier deshalb auf einen Rohr- bzw. Ringkörper zurückgegriffen, da sich für diesen in Umfangsrichtung

geometriebedingt keine Verformung durch die Eigenspannung einstellen kann. So bleibt der Eigenspannungszustand auch nach der Fertigung im Probekörper erhalten [54] und steht für die Messung zur Verfügung. Es tritt selbst bei unsymmetrischem Lagenaufbau keine Verformung in Umfangsrichtung auf, weil die Lagen in sich geschlossen sind und somit keine freien Ränder bestehen, an denen ein Einspannmoment das mechanische Gleichgewicht aufrecht erhalten müsste. In axialer Richtung herrscht im ungestörten Bereich Kräfte- und Momentengleichgewicht. Die Rohrenden hingegen bilden freie Ränder. Die entstehende Verformung – ein Aufwölben oder Einschnüren je nach Spannungsausbildung – sind jedoch aufgrund der hohen Umfangssteifigkeit gering [2]. Rohrkörper mit konstantem Durchmesser bieten zudem den Vorteil, dass eine zweidimensionale Betrachtung unter gewissen Voraussetzungen zulässig ist, was z.B. für zylindrische Körper mit bewickelten Polkappen nicht uneingeschränkt der Fall ist.

Zur experimentellen Bestimmung der Eigenspannungen wurden die unterschiedlichsten Verfahren entwickelt. Die im Prinzip eleganteren Methoden sind zweifelsohne die zerstörungsfreien. Sie sind aber oft nur mit erheblichem Aufwand in ingenieurmäßigem Maßstab umzusetzen. Die Messung der Eigenspannung durch die Röntgenbrechung oder mittels Ultraschall kann aufgrund der Molekülstruktur der hier verwendeten teilkristallinen thermoplastischen Polymere ohne Zusatzstoffe für die Spannungsmessung nicht verwendet werden. Photoelastische Verfahren können zwar grundsätzlich bei FKV eingesetzt werden, aber nur bei einem geeigneten Brechungsindex der Matrixmaterialien. Die nicht transparenten teilkristallinen Thermoplaste weisen diesen nicht auf und sind deshalb üblicherweise nicht geeignet. Das bei Filiou et al. [55] beschriebene Verfahren der Laser-Raman-Spektroskopie benötigt zwar keine weiteren analytischen Modelle, der Aufbau der Messvorrichtung ist aber sehr komplex und raumintensiv. Ringförmige Probekörper lassen sich zudem nicht ohne weiteres untersuchen. Die Messung über die ultraschallbasierten Rayleigh-Oberflächenwellen ist nur für unidirektionale Lamine tauglich und liefert keine absoluten Spannungswerte.

Die relativ leicht zugänglichen – nicht zerstörungsfreien – Verfahren basieren alle auf der bereits erwähnten Verformung bei Störung des mechanischen Gleichgewichts. Verfahren, die auf der Dehnungsmessung durch eine eingebrachte optische Faser

zurückgreifen, haben das Problem, dass die Faserenden der Messfasern, die am Messverstärker angeschlossen werden müssen, nicht seitlich aus dem Probekörper herausgeführt werden können, da die Ränder noch besäumt werden müssen, um eine definierte Geometrie zu erreichen. Bei diesem Vorgang würden die Fasern zur Messung beschädigt oder durchtrennt werden. Eine andere Verlegung der Fasern ist in einem automatisierten Prozess jedoch nicht möglich. Verfahren wie die Dehnungsmessung mit Bragg-Gitter-Sensoren oder Fabry-Perot-Interferometern können also nicht zum Einsatz kommen.

Alternativ besteht die Möglichkeit des Abtragens von Schichten z.B. beim Sachs-Ausbohrverfahren, einem eigentlich für Metalle entwickelten Verfahren. Es wurde bei [53] auf den Einsatz in Faserverbundwerkstoffen erweitert. Güngör [56] schlägt zusätzlich das Herausschneiden eines kleinen Streifens in axialer Richtung am Rand des Rohrprobekörpers vor. In beiden Fällen wird mittels der Mechanik aus der gemessenen Verformung auf die Eigenspannung geschlossen. Diese Verfahren basieren auf der Kenntnis der Lageneigenschaften und benötigen die Platten- und Schalentheorie zur Berechnung der Spannungen. Sie sind also nicht sonderlich anwenderfreundlich.

Schürmann [2] schlägt vor, aus einem Ring in axialer Richtung ein Segment herauszutrennen und die Verformung im aufgetrennten Ring durch Einleitung von Kräften und Momenten durch eine Einspannung an der Trennstelle wieder in seinen Ausgangszustand zurück zu führen. Aus den Kräften und Momenten kann dann ebenfalls die Eigenspannung berechnet werden. Die Kraffteinleitung ist jedoch recht aufwändig und kann den Ursprungszustand dennoch nicht uneingeschränkt nachbilden. Funck [32], Dewey und Knight [54] sowie Aleong und Munro [57] trennen aus einem Ring in axialer Richtung ein Segment heraus und messen mittels Dehnungsmessstreifen (DMS) die resultierende Verformung in Umfangsrichtung. Sie berechnen so auf der Grundlage des Elastizitätsgesetzes die vorher im Probekörper vorhandene, lokale Eigenspannung. Sie gehen dabei von einer vollständigen Umsetzung der Spannung in Verformung aus. Dieses Verfahren lässt sich ohne weiteres zuverlässig in großer Stückzahl und mit verlässlichen Ergebnissen durchführen. Die Messmittel und die Auswertung sind kommerziell verfügbar und die Verfahrensweisen sind etabliert. In der vorliegenden Arbeit wird deshalb auf dieses Verfahren zurückgegriffen.

2.2.3 Beschreibung der Simulationssoftware zur Eigenspannungsvorhersage

Zur Simulation des Eigenspannungszustands ist an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH eine Simulationssoftware vorhanden. Sie ist im Folgenden beschrieben. Es handelt sich um ein Finite-Differenzen-Modell, das im Gegensatz zu fast allen anderenorts erstellten Modellen den Wickelvorgang über die gesamte Prozessdauer hinweg simulieren kann. Dabei kann es auch die Abkühlphase sowie die Zeit nach der Fertigung beschreiben und gleichzeitig die Temperaturführung des Kerns beschreiben. Das Modell ist in vier Untermodelle aufgeteilt und basiert in seinen Grundzügen auf dem Modell von Di Vita et al. [58] zur Vorhersage von Eigenspannungen in duroplastischen Wickelbauteilen. Die vier Untermodelle sind wie folgt modular aufgebaut.

- Modul I: Bewegungsgleichung der Fasern in der Matrix
- Modul II: Thermisches Untermodell
- Modul III: Kinetisch-rheologisches Untermodell
- Modul IV: Spannungs-Dehnungs-Untermodell

In der Bewegungsgleichung der Fasern innerhalb der Matrix wird das Absinken der Fasern in der schmelzflüssigen Matrix beim Ablegen des Tapes unter einer gewissen Bandspannung und in der folgenden Konsolidierungsphase beschrieben. Das Absinken der Fasern kann zu einer Eigenspannungsrelaxation führen. Im thermischen Untermodell wird die Temperaturverteilung im Bauteil als Funktion der Zeit aus der Energiebilanzgleichung ermittelt. Das kinetisch-rheologische Untermodell bestimmt die Viskosität der Matrix als Funktion von Zeit und Ort und erhält u. a. Eingabedaten aus der Bewegungsgleichung. Das Spannungs-Dehnungs-Untermodell ermittelt die Verteilung der Spannungen in der Grenzschicht der Lagen. Es bedient sich u. a. der Ergebnisse der anderen drei Berechnungsmodule. Die detaillierte Beschreibung der Modellbildung kann in [59] nachgelesen werden. Die Simulation des Wickelprozesses erfolgt in ausreichend kleinen Zeitschritten. Die in jedem Zeitschritt ermittelten Ergebnisse für die Eigenspannung werden am Ende jeder Iteration akkumuliert, wodurch sich am Ende der Analyse die endgültige Spannungsverteilung innerhalb des Bauteils ergibt.

Bei der Simulation wurde auch das erneute Aufschmelzen der obersten Lage des Substrates beim neuerlichen Überwickeln berücksichtigt, so dass die radiale Ver-

schiebung $\Delta w_F^{(j)}$ einer Lage j unter Bandspannung (Index F wie force) sich nach Gleichung 2.4 aus dem Gleichgewicht zwischen der Radialkomponente der Bandabzugskraft und dem Widerstand der viskosen Matrix gegen die Faserverschiebung berechnen lässt.

$$\Delta w_F^{(j)} = -\frac{S\sigma_F^{(j)}}{\mu^{(j)}r_F^{(j)}}\Delta t \sin^2 \alpha^{(j)} \quad (2.4)$$

Dabei ist die Radialspannung eine Funktion des Fasermoduls, wohingegen der viskose Widerstand dem Gesetz von D'Arcy [60] gehorcht und nach Lee und Springer [61] eine Funktion der Permeabilität S ist. Gleichung 2.4 gilt für das kurze Zeitintervall Δt . Dabei ist $\mu^{(j)}$ die Viskosität in der Lage j , $r_F^{(j)}$ der Radius der zugehörigen Lage j unter der Bandabzugskraft F , $\sigma_F^{(j)}$ die Spannung in der Lage j bei der Kraft F und $\alpha^{(j)}$ der Wickelwinkel der Lage j . Die Permeabilität kann aus der Carman-Kozeny Gleichung wie z.B. bei Mayer et al. zu finden [62] und die Viskosität wie z.B. bei Grulke [63] vorgeschlagen nach William, Landel und Ferry bestimmt werden.

Zusätzlich konnte von Lü et al. [64] gezeigt werden, dass die Anfangsspannung zu Beginn des Wickelprozesses von der Bandspannung bestimmt wird. Wird eine neue Lage aufgebracht, wird deren Spannung addiert, weshalb die Spannung in den bereits abgelegten Lagen zu einem gewissen Grad sinkt. Dieser Effekt wird in der Simulation berücksichtigt. Nimmt man an, dass es N Lagen gibt und dass F_i die Kraft in der i -ten Lage ist, so kann die Umfangsspannung σ_k am Ende des Prozesses nach Gleichung 2.5 bestimmt werden.

$$\sigma_k = \frac{F_k}{t_L} - \sum_{i=k+1}^n \frac{F_i}{\frac{E_A}{E_G} t_A + (i-1)t_L} \quad k = 1, 2, \dots, N \quad (2.5)$$

Dabei ist σ_k die Umfangsspannung am Ende des Wickelprozesses, F_k die Kraft in jeder Lage zu Beginn des Prozesses, t_L die Dicke einer Lage, F_i die Bandabzugskraft in der Lage i , E_A der Elastizitätsmodul des Kerns oder Liners, E_G der Elastizitätsmodul des Faser-Kunststoff-Verbunds in Umfangsrichtung und t_A ist die Wanddicke des Kerns oder Liners. Die Spannung jeder Lage ändert sich während des Wickelprozesses. Sie wird durch die Änderung der Spannung im Spannungs-Dehnungs-Modell

beschrieben. Die Spannungen, die aus der thermischen Ausdehnung, dem Kriechen und der Spannungsrelaxation entstehen, sind berücksichtigt, wohingegen keine morphologischen Änderungen berücksichtigt wurden. Es gilt die Annahme eines ebenen Spannungszustands, so dass die Dehnungen in der in Gleichung 2.6 dargestellten Weise aufgeteilt werden können.

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_r \\ \varepsilon_\theta \end{Bmatrix}_{\text{Total}} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_r \\ \varepsilon_\theta \end{Bmatrix}_{\text{EL}} + \begin{Bmatrix} \varepsilon_r \\ \varepsilon_\theta \end{Bmatrix}_{\text{VE}} + \begin{Bmatrix} \varepsilon_r \\ \varepsilon_\theta \end{Bmatrix}_{\text{TH}} \quad (2.6)$$

Es ist ε_r die Dehnung in radialer Richtung und ε_θ die Dehnung in Umfangsrichtung. Die Gesamtdehnung (Total) ergibt sich somit aus den Komponenten der elastischen (EL), der viskoelastischen (VE) und der thermischen (TH) Dehnungen. Unter der Annahme ebener Spannungszustände stellen sich die Bestimmungsgleichungen wie folgt dar.

$$\varepsilon_r = \frac{1}{E_r} \sigma_r - \frac{\nu_{r\theta}}{E_\theta} \sigma_\theta + \alpha_r \Delta T \quad (2.7)$$

$$\varepsilon_\theta = -\frac{\nu_{r\theta}}{E_r} \sigma_r - \frac{1}{E_\theta} \sigma_\theta + \alpha_\theta \Delta T \quad (2.8)$$

Hierbei sind $\nu_{\theta r}$ als Querkontraktionszahl in θ -r-Richtung und $\nu_{r\theta}$ als Querkontraktionszahl in r- θ -Richtung sowie den Spannungen σ_r in Radialrichtung und σ_θ in Umfangsrichtung und den thermischen Ausdehnungskoeffizienten α_r und α_θ bzw. den Elastizitätsmoduln E_r und E_θ entsprechend in Radial- und Umfangsrichtung definiert.

Mit den Gleichungen 2.4 bis 2.8 lässt sich die Gleichgewichtsbedingung (2.9) auflösen.

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0 \quad (2.9)$$

Es können sowohl Spannung als auch Dehnung in jeder Lage bestimmt werden. Zur Lösung der Gleichungen wurde ein numerisches Verfahren verwendet, dessen detaillierte Beschreibung bei Lü et al. [65] nachgeschlagen werden kann. Mit dem Simulationsmodell wurden in den folgenden Kapiteln die Ergebnisse der Versuche nachvollzogen und in Relation zu den Messwerten gesetzt. Zum Teil wurde es auch

angewandt, um Zusammenhänge zu verdeutlichen, die sich in Versuchen nicht separiert nachbilden ließen.

3 Messen der Eigenspannungen

Die Messungen in den nachfolgenden Untersuchungen wurden mit dem bei [32] beschriebenen Verfahren durchgeführt. Bei diesem Verfahren wird wie bereits erwähnt ein Segment aus dem Ringprobekörper herausgetrennt und die resultierende Dehnung gemessen. In Bild 3.1 ist schematisch dargestellt, wie die Dehnungsmessstreifen appliziert wurden. Sie sind stark vergrößert dargestellt. Die verwendeten Dehnungsmessstreifen sind in ihrem Aufnahmebereich auf die auftretenden Dehnungen abgestimmt und wurden in einer Wheatstone'schen Vollbrücke kompensiert gemessen. In allen nachfolgenden Untersuchungen wurden Dehnungsmessstreifen der Firma Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH (HBM) eingesetzt. Es handelte sich um den Typ 1,5/120/LY11, der im Messbereich der zu erwartenden Dehnungen die entsprechend notwendige Auflösung aufweist.

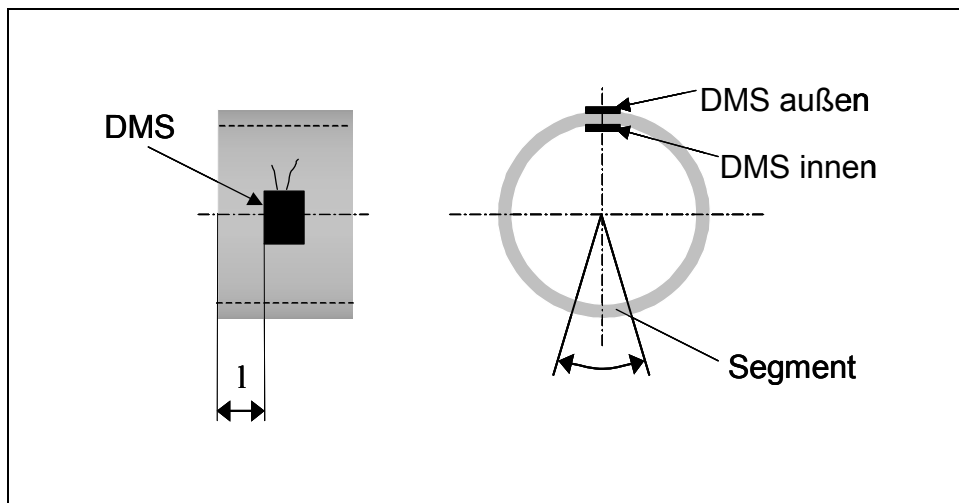


Bild 3.1: Platzierung der DMS zur Eigenspannungsmessung

Bild 3.2 zeigt die Messvorrichtung, die bei der Vermessung zum Einsatz kam. Sie besteht aus zwei konischen Auflagern. Nach Anbringen und Anschließen der DMS werden sie gerade soweit an die Stirnflächen des Probekörpers angelegt, dass zwar eine Stützwirkung eintritt, aber noch keine Verformung stattfindet. Dies konnte nachvollzogen werden, da die Messung der Verformung bereits vor dem „Einspannen“ gestartet wurde. Die Auflagern fixieren den Probekörper während des Trennvorgangs, so dass sich hier keine Verschiebungen einstellen können. Die gesamte Vorrichtung lässt sich mittels einer Arretierung auf der Achse definiert drehen, so dass es möglich ist, ein immer gleich großes Segment aus dem Ring herauszutrennen. Als Trennvor-

richtung kommt ein flüssigkeitsgekühltes Diamantsägeblatt zum Einsatz. Die konischen Auflager verhindern während dieses Vorgangs die Deformation des Ringprobekörpers und gewährleisten so, dass das Sägeblatt nicht eingeklemmt wird oder dass sich durch Verformung die Abmaße des Segments ändern. Je nach Verformung (und Eigenspannungszustand) wird ein entsprechender Konus verwendet, der außen oder innen an der Probe anliegt. Dargestellt ist die Vorrichtung für Proben, die sich aufgrund der Eigenspannung schließen.

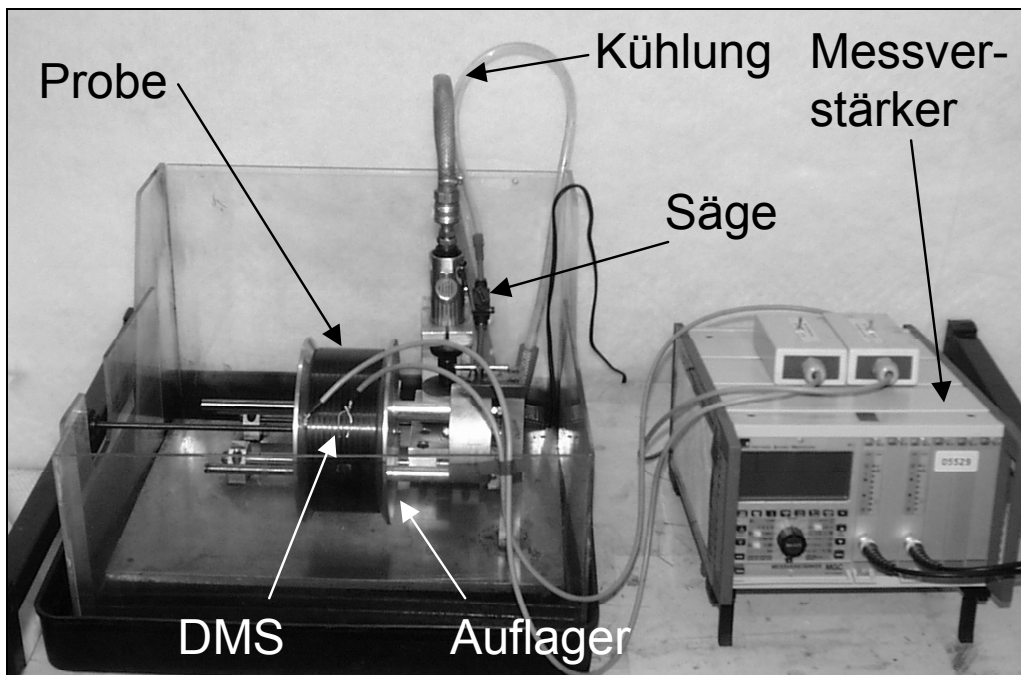


Bild 3.2: Messvorrichtung zur Ermittlung der Eigenspannungen

Für den seltenen Fall eines ausgefallenen DMS besteht die Möglichkeit, aus der Verformung des Probekörpers die Spannung auch durch die nachträgliche Vermessung des Rings zu erhalten. Das Sehnenmessverfahren (SMV) wird wie nachfolgend beschrieben durchgeführt. Es kommt nicht durchgehend zur Anwendung, weil die Gefahr besteht, dass beim Messen mit dem Messschieber die Proben verformt werden und das Ergebnis damit verfälscht wird. Auch bei großer Sorgfalt bleibt die Auflösung der Messung deutlich geringer als sie bei der Verwendung von DMS ist. In [32] konnte für das Sehnenmessverfahren eine 5,4 % geringere Spannung gegenüber der mit DMS ermittelten Spannung ermittelt werden.

Für die Messung müssen das herausgetrennte Segment und der verformte Ring vorliegen. Die Sehnenlänge s_2 und die Dicke t_s des Segments werden gemessen. Am

Freischnitt des verformten Rings wird die gemittelte Sehnenlänge aus der Sehnenlänge an der Innenseite s_i und der Außenseite s_a ermittelt sowie der gemittelte Innendurchmesser des Rings aus den drei Durchmessermessungen (d_1 , d_2 und d_3). Die Daten der ausgemessenen Ringe und Ringsegmente dienen als Eingangswerte für die Berechnung nach [32]. Hier findet sich auch die Herleitung der Gleichung 3.1, mit der die Spannung wie dargestellt an der Ringaußenseite ermittelt werden kann.

$$\sigma_a = E \cdot \frac{(2\pi r_n) + \frac{(360^\circ - \alpha_c) t_s \pi}{360^\circ \cdot (1 - \frac{1}{180^\circ}) \cdot \arcsin(\frac{t}{2r_n})} - (2\pi r_a)}{2\pi r_a} \quad (3.1)$$

Dabei sind σ_a und r_a die Spannungs- bzw. Radiuswerte an der Ringaußenseite, t_s die Dicke des Segments bzw. des Rings, α_c der Öffnungswinkel des Rings, der mit Hilfe von s_2 und der bekannten Schnittbreite berechnet wird, und r_n ist der Radius an der neutralen Faser. Für die nachfolgenden Untersuchungen wurde diese bei der Mitte der Wanddicke angesetzt. Der Zugmodul muss in Umfangsrichtung für das Bauteil ebenso bekannt sein, wie beim Einsatz von DMS. Für die Berechnung der Spannung an der Innenseite des Rings sind lediglich die entsprechenden Werte für r_a durch die an der Ringinnenseite zu ersetzen.

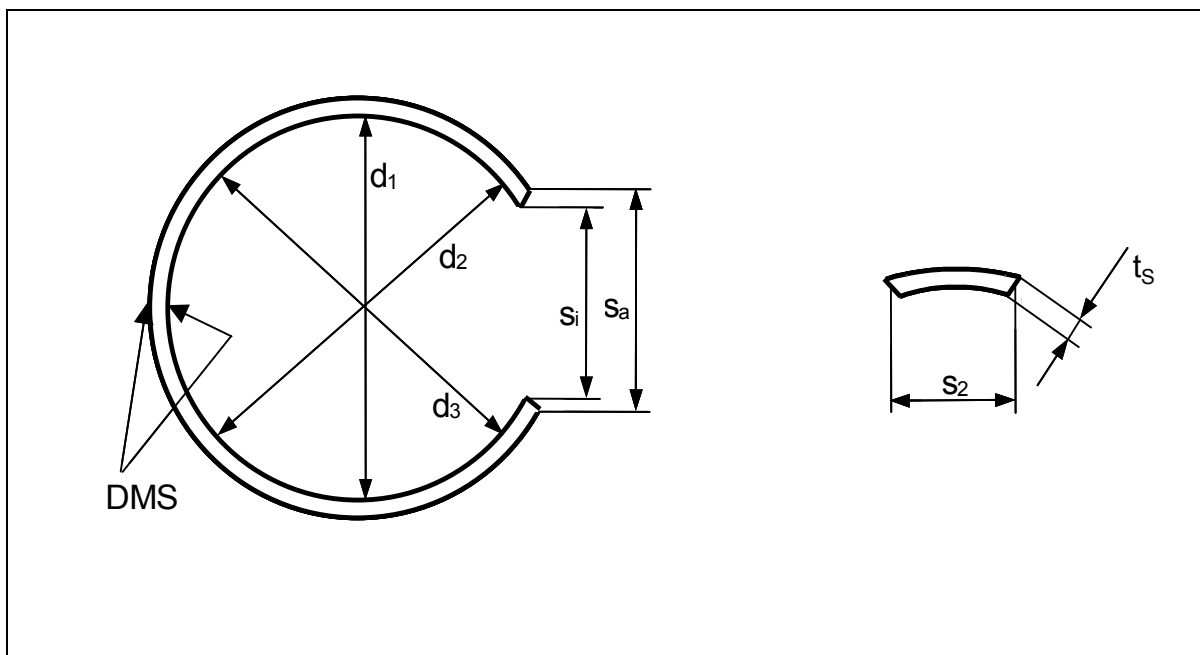


Bild 3.3: Messgrößen für das Sehnenmessverfahren

In Bild 3.4 ist dargestellt, wie sich die Ringe für die in Bild 2.6 dargestellten Ausprägungen der Eigenspannung in Ringprobekörpern ohne Liner beim Heraustrennen eines Segmentes verhalten. Proben, die sich öffnen, wiesen vor dem Heraustrennen eine Druckspannung an der Innenseite und eine Zugspannung an der Außenseite auf und zeigen somit den gewünschten Eigenspannungszustand. Die Messwerte der Dehnung, in das Elastizitätsgesetz eingesetzt, ergeben hier umgekehrte Verhältnisse. Dabei ist zu bedenken, dass der Eigenspannungszustand im ungeöffneten Ring einer Rückverformung aus dem entspannten Zustand (also am aufgetrennten Ring) entspricht. Die gemessenen Dehnungswerte, die folglich einer Umsetzung der vorhandenen Eigenspannung in Dehnung entsprechen, müssen für die Auswertung noch einen Vorzeichenwechsel durchlaufen, um den Spannungswert in der ungeöffneten Probe widerspiegeln zu können.

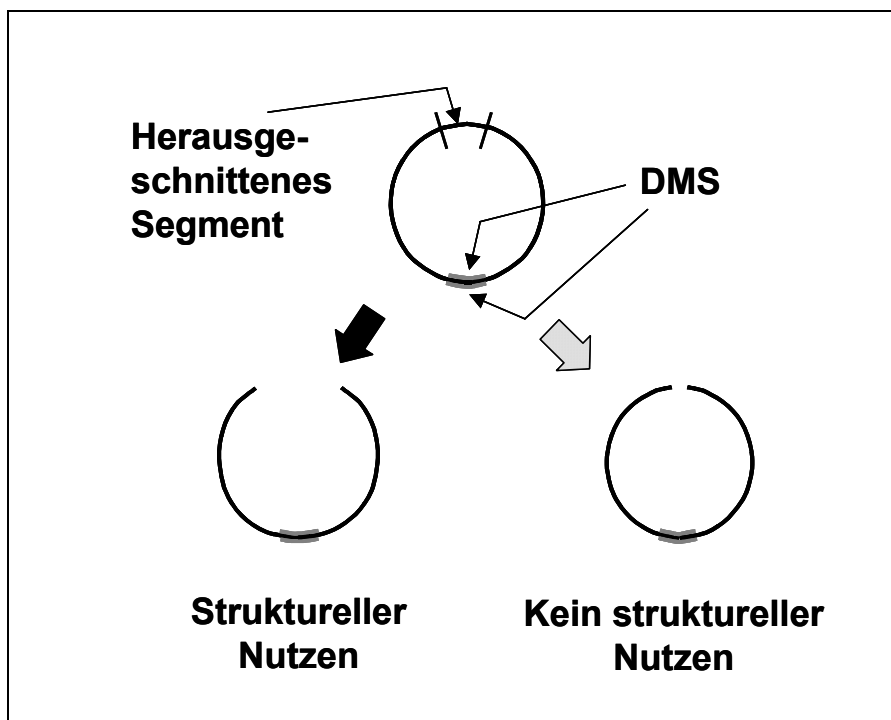


Bild 3.4: Verhalten der Ringprobekörper beim Heraustrennen eines Segmentes zur Dehnungsmessung

In Bild 3.5 ist die Messkurve einer Dehnungs- bzw. Spannungsmessung, wie sie oben beschrieben wurde, dargestellt. Sie beginnt zum Zeitpunkt $t = 0$, bevor die Probe auf die Auflager gelegt wird. Bis zu einer Zeit von in diesem Fall ca. 20 Sekunden ist die Einspannung der Probe zu sehen. Ab diesem Zeitpunkt beginnt der Trennvorgang. Ab einer Zeit von ca. 72 Sekunden werden nach Entfernen des Segments die

Auflager langsam geöffnet. Dies geschieht durch horizontales Verschieben mittels eines Bewegungsgewindes. Auf diese Weise wird ein schnelles Öffnen und mögliches Überschwingen durch hohe Spannungen und schnelles Entspannen verhindert. Nach vollständigem Entspannen läuft die Messung weiter, bis keine Änderung des Wertes mehr festgestellt werden kann. Auf diese Art und Weise wurden in den nachfolgenden Untersuchungen die Eigenspannungswerte ermittelt.

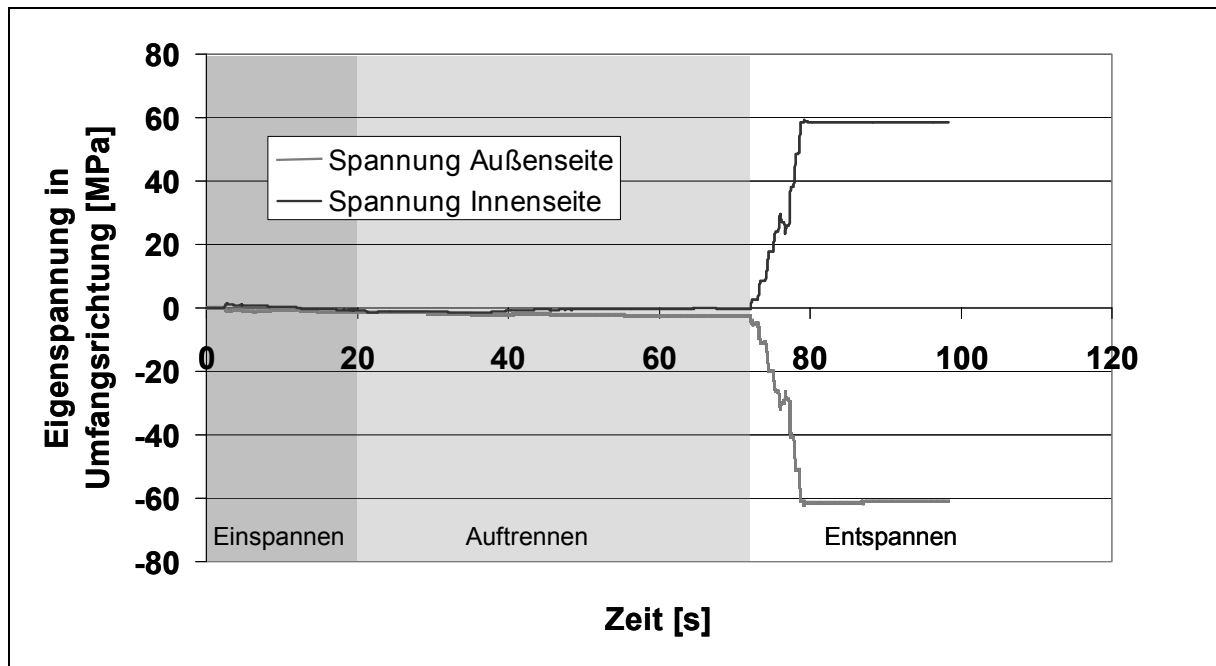


Bild 3.5: Typische Kurve einer Dehnungs-/Eigenspannungsmessung an einem aufgetrennten Ringprobekörper

Die verwendeten DMS weisen nach Herstellerangaben eine Toleranz von $\pm 1,5\%$ für den für den jeweilige DMS angegebenen Proportionalitätsfaktor k_{DMS} auf. Der elektrische Widerstand des DMS weist nochmals eine Toleranz von $\pm 0,3\%$ auf. Betrachtet man die Gleichung nach der für eine Vollbrückenschaltung die Eigenspannungswerte berechnet werden, so kann man die zu erwartende maximalen Messabweichung ermitteln. Gleichung 3.2 gibt den Zusammenhang zwischen gemessenem Signal und der Eigenspannung an. Dabei ist σ die zu bestimmende Spannung, M der Messwert des Dehnungsmessstreifens (in Volt pro Volt Eingangsspannung), E der Elastizitätsmodul des entsprechenden Materials, k_{DMS} der Proportionalitätsfaktor des DMS.

$$\sigma = \frac{M \cdot 4 \cdot E}{k_{\text{DMS}} \cdot 1000} \quad (3.2)$$

Für die angegebene Toleranzen für den elektrischen Widerstand des DMS ergibt sich eine maximale Abweichung von $\pm 0,3 \%$ für das Ausgangssignal, das sich für einen stromdurchflossenen Leiter proportional mit dem Widerstand ändert. Die Spannung σ kann für die ungünstigste Überlagerung zwischen $+ 1,82 \%$ und $- 1,77 \%$ schwanken.

4 Einfluss der Prozessparameter auf die Eigenspannung

Die nachfolgend untersuchten Einflüsse wurden nur für Prozessparameter bestimmt, die bei einem industriell betriebenen Wickelprozess sinnvoll und in ausreichender Genauigkeit variiert werden können. In den nachfolgenden Untersuchungen werden die Eigenspannungen in Umfangsrichtung der Einfachheit halber nur noch als Eigenspannungen bezeichnet. Ihre Messung erfolgte wie in Kapitel 2.2.2 für die vorliegende Arbeit beschrieben. Als Versuchsmaterialien kamen CF/PEEK- und GF/PP-Tapes zum Einsatz, die eine Breite von 12 mm und eine Dicke von 0,16 mm bzw. 0,2 mm hatten. Im Anhang sind die bereits angeführten und die in den folgenden Kapiteln zur Anwendung kommenden Materialkennwerte nochmals zusammengefasst.

4.1 Sensitivitätsstudie

Aus der Vielzahl der möglichen Prozessparameter, die sich an einer Wickelanlage einstellen lassen, wurden zunächst diejenigen zusammengestellt, die aufgrund ihrer Einwirkung auf den Prozess des Thermoplastwickelns einen potenziellen Einfluss auf die Eigenspannungsbildung haben könnten. Sie sind in Tabelle 4.1 zusammengestellt und nach physikalischen Gesichtspunkten geordnet.

Aus diesen Einflussparametern wurde mittels Homing-In, wie es z.B. bei Krottmaier [66] beschrieben ist, eine weitere Reduzierung der Parameter durchgeführt. Dabei werden von mehreren Personen, die gut mit der Materie vertraut sind, unabhängig voneinander Bewertungen vorgenommen, welche Bedeutung den Parametern zukommt. Ziel dieses Vorgehens ist es, offensichtlich weniger bedeutsame Parameter auszugrenzen, die nicht in direktem Zusammenhang mit dem Untersuchungsgegenstand – der Eigenspannung – stehen.

Im Folgenden sind Einschränkungen für Parameter beschrieben, denen durch das Homing-In zwar eine nicht zu vernachlässigende Bedeutung zugeschrieben wurde, die aus den unten angeführten Gründen aber dennoch nicht im vollen Umfang in die Untersuchungen Eingang fanden.

Beim Wickeln mit Infrarotstrahlern trat an die Stelle der Flamme ein Infrarotstrahler. Für die Aufheizung mit Infrarotstrahlern ist in Bild 4.1 zu erkennen, dass bereits ab einer Geschwindigkeit von 2-3 m/min keine ausreichende Laminatqualität mehr erreicht werden kann.

Der Einfluss der Heizquelle wurde nicht weiter untersucht. Mit Infrarotstrahlern sind die Wickelgeschwindigkeiten für eine effiziente industrielle Umsetzung nicht ausreichend. Um die Probekörper in einer angemessenen Zeit herstellen zu können, ist eine Wickelgeschwindigkeit von 5 m/min die unterste Grenze. Mit der Wasserstoff-/Sauerstoffflamme (H_2/O_2 -Flamme) konnten PEEK-basierte Lamine erfolgreich mit einer Wickelgeschwindigkeit von bis zu 15 m/min gefertigt werden. Die Wickelanlage wurde bei der Ermittlung der Lamineigenschaften betrieben, wie sie in Bild 2.2 abgebildet ist.

Die Variation der Heizquelle wurde mangels industriell umsetzbarer Alternativen folglich nicht weiter in Betracht gezogen. Es kam ausschließlich die H_2/O_2 -Flamme zum Einsatz.

Tabelle 4.1: Potenzielle Einflussparameter für die Eigenspannungsbildung beim Thermoplastwickeln

| | |
|-----------------|-----------------------------------|
| Temperatur | Kerntemperatur |
| | Aufheiztemperatur (im Nip-Point) |
| | Auslagerungstemperatur |
| Zeit | Aufheizdauer |
| | Abkühldauer |
| | Auslagerungsdauer |
| | Fertigungsdauer |
| Material | Tapematerial |
| | Kernmaterial |
| | Linermaterial |
| Kraft/Spannung | Bandspannung/-kraft |
| | Konsolidierungskraft |
| Randbedingungen | Tapegeometrie |
| | Geometrie des Probekörpers |
| | Wickelwinkel |
| | Verwendung eines Liners (ja/nein) |
| | Heizquelle (Flamme/Infrarot) |

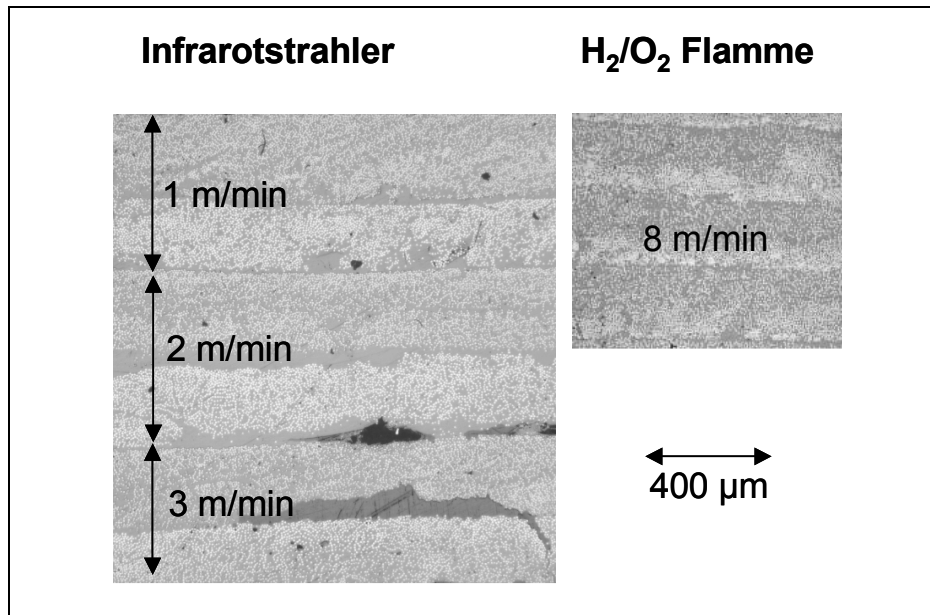


Bild 4.1: Laminatqualität der Aufheizmethoden Infrarotstrahler und Wasserstoff-/Sauerstoffflamme im Vergleich

Die Geometrie des Probekörpers kann im Prinzip frei gewählt werden, sie wurde aber aus den nachfolgend genannten Gründen fixiert. Die Probekörper sollen eine standardisierte Geometrie aufweisen, um sie vergleichbar mit Ergebnissen anderer Versuche zu machen. Deshalb wurde ein Innendurchmesser von 146 mm gewählt. Dieser Durchmesser entspricht dem Normdurchmesser für den Ringzugversuch nach ASTM D 2290-92 [67]. Die Länge einer Probe wurde so gewählt, dass an der Messstelle für die Eigenspannung keine Randeinflüsse mehr zu erwarten sind. Als Folge der Eigenspannungen kann es zu einer Einschnürung oder Aufweitung am Rand des Probekörpers kommen, wie Wentzel festgestellt hat [68]. Das Abklingen dieser Randeinflüsse lässt sich aus der Theorie der dünnen Schalen und Platten ermitteln. Anhand von Gleichung 4.1 kann die notwendige Länge einer Ringprobe bei freien Enden nach Gould [69] bestimmt werden.

$$k^4 = \frac{3(1-\nu^2)}{r^2 h^2} \quad (4.1)$$

In Gleichung 4.1 muss nun der kritische dimensionslose Parameter k multipliziert mit der Länge l_P des Probekörpers die Bedingung (4.2) erfüllen.

$$kl_P \geq 6 \quad (4.2)$$

Zur Bestimmung der erforderlichen Bauteillänge benötigt man außerdem die Querkontraktionszahl ν , den Radius des Rohres r und dessen Wanddicke h . In Bild 4.3 ist die erforderliche Probenlänge über der Wanddicke aufgetragen. Es wurde eine Querkontraktionszahl von 0,3 in Faserrichtung zugrunde gelegt. Die Proben wurden entsprechend Gleichung 4.1 ausgelegt. Zu der ermittelten Länge wurde nochmals der entsprechend notwendige Platz für den DMS hinzugefügt. Die Querkontraktionszahl in Umfangsrichtung der Probe für einen Wickelwinkel von 60° wurde durch die Winkelbezüge ermittelt.

Für die Berechnung der Spannung aus der ermittelten Dehnung in Umfangsrichtung wurde der Modul in Umfangs-, also Messrichtung nach Gleichung 4.3 bestimmt. Sie gibt den Zusammenhang zwischen dem Modul E_x in x -Richtung (Ufangsrichtung) und dem Wickelwinkel α an, der gegen die Rotationsachse gemessen wird. In Bild 4.2 sind die Indices an einem Einheitselement verdeutlicht.

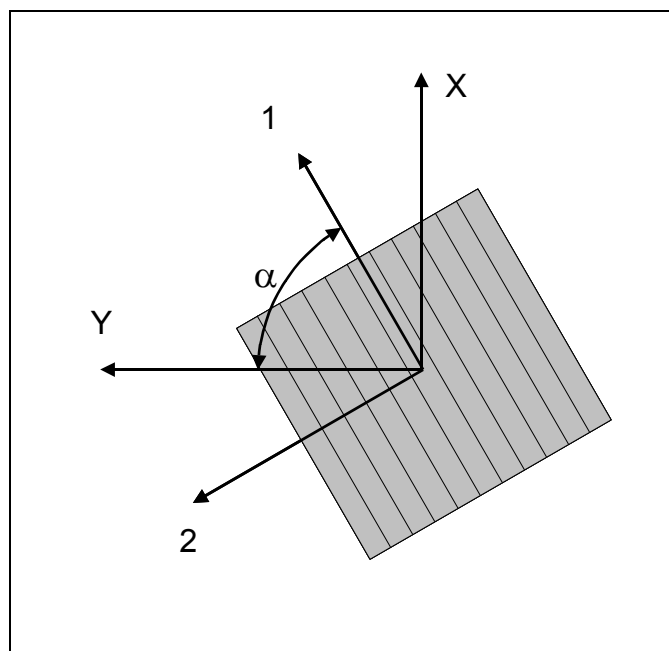


Bild 4.2: Darstellung der Indices in Abhängigkeit des Wickelwinkels an einem Einheitselement

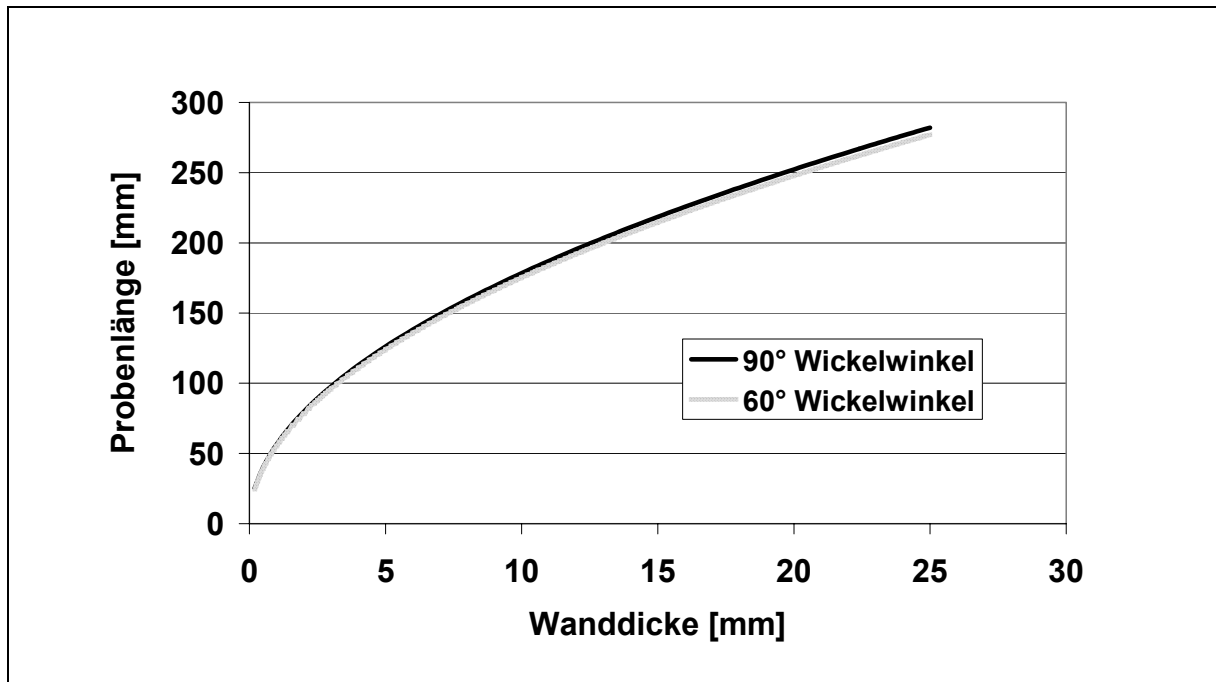


Bild 4.3: Probenlänge für abgeklungene Randeinflüsse eines Rohrkörpers mit zwei freien Enden und einem Durchmesser von 146 mm

$$E_x = \frac{1}{\frac{\cos^4 \alpha}{E_1} + \left(\frac{1}{G_{21}} - 2 \frac{\nu_{21}}{E_2} \right) \sin^2 \alpha \cdot \cos^2 \alpha + \frac{\sin^4 \alpha}{E_2}} \quad (4.3)$$

In dieser Gleichung sind E_1 und E_2 die Elastizitätsmoduln in den Hauptnormalenrichtungen sowie G_{12} der Schubmodul und ν_{12} die Querkontraktionszahl in Richtung dieser Achsen. E_x lässt sich aus der Spannungsdehnungsbeziehung nach Gleichung 4.4, wie Michaeli et al. [70] vorschlagen, für bekannte Dehnungen ε herleiten.

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{E_1}{1 - \nu_{21} \cdot \nu_{12}} & \frac{\nu_{21} E_2}{1 - \nu_{21} \cdot \nu_{12}} & 0 \\ \frac{\nu_{12} E_1}{1 - \nu_{21} \cdot \nu_{12}} & \frac{E_2}{1 - \nu_{21} \cdot \nu_{12}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{21} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (4.4)$$

Dabei sind neben den bereits genannten Größen die Spannungen σ_1 , σ_2 und die Schubspannung τ_{12} sowie die Querkontraktionszahl ν_{21} in den Richtungen der 1-2-Achsen und die Dehnungen und Scherraten ε_1 , ε_2 , und γ_{12} entsprechend definiert.

Gleichung 4.4 lässt sich nach dem in Gleichung 4.5 gegebenen Zusammenhang in ein beliebiges x-y-Koordinatensystem umformen. Die Definitionen sind entsprechend für die x-y-Achsen angesetzt.

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos^2 \alpha & \sin^2 \alpha & \sin 2\alpha \\ \sin^2 \alpha & \cos^2 \alpha & -\sin 2\alpha \\ -0,5 \cdot \sin 2\alpha & 0,5 \cdot \sin 2\alpha & \cos 2\alpha \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (4.5)$$

Formt man ebenfalls die Transformationsmatrix und die Steifigkeitsmatrix um, so kann die Nachgiebigkeitsmatrix in der Form von Gleichung 4.6 geschrieben werden.

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{21} & Q_{31} \\ Q_{12} & Q_{22} & Q_{32} \\ Q_{13} & Q_{32} & Q_{33} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (4.6)$$

Wobei die Elemente der Nachgiebigkeitsmatrix mit Q_{11} , Q_{12} usw. bezeichnet sind.

Sieht man sich das Element Q_{11} der Nachgiebigkeitsmatrix genauer an, so wird der Zusammenhang mit Gleichung 4.3 offensichtlich.

$$Q_{11} = \frac{\cos^4 \alpha}{E_1} + \frac{\sin^4 \alpha}{E_2} + \frac{1}{4} \cdot \left(\frac{1}{G_{21}} - 2 \cdot \frac{\nu_{21}}{E_2} \right) \cdot \sin^2 2\alpha = \frac{1}{E_x} \quad (4.7)$$

Mit diesem Zusammenhang lässt sich neben dem evidenten Modul in Umfangsrichtung für umfangsgewickelte Proben auch der von Probekörpern mit den zum Einsatz kommenden 60°-Wickelwinkel bestimmen.

Nach der Fixierung der Probenlänge ist die Anzahl der verbleibenden Parameter aber immer noch sehr hoch für eine vollfaktorielle Untersuchung. Aus dem Homing-in ergab sich eine verbleibende Anzahl von 7 Parametern. Im Einzelnen sind dies die Kerntemperatur, die Abkühlungsbedingungen (Dauer), das Tapematerial, Verwendung eines Liners, der Wickelwinkel, die Bandkraft und die Bauteildicke, die sich als Funktion der Anzahl der Lagen ergibt. Um diese Parameter einzeln variieren zu können, sind 2^7 (128) Experimente erforderlich. Zur Bestimmung des Einflusses auf die Eigenspannung wurde deshalb ein teilfaktorieller Versuchsansatz gewählt.

4.2 Design of Experiments

Teilfaktorielle Versuchspläne, im englischen auch unter dem Namen Design of Experiments (DoE) bekannt, bieten den Vorteil, die notwendige Versuchsanzahl erheblich

zu reduzieren. Sie liefern aber nur Antworten auf eine bestimmte Frage. Es ist nicht möglich, die Abhängigkeiten unter den verschiedenen Parametern als Funktion zu bestimmen. Im vorliegenden Fall war vorerst nur interessant, welche Parameter den größten Einfluss auf die Entstehung von Eigenspannungen haben. Dieses Ergebnis bildet die Ausgangslage für eine anschließende gezielte Untersuchung der ermittelten Einflussgrößen. Detaillierte Beschreibungen für einen solchen Versuchsplan finden sich bei Krottmaier [66], Scheffler [71], Rasch et al. [72] oder Dean und Voss [73], die alle auch die Grundlage für die nachfolgend beschriebenen Untersuchungen darstellen.

In diesem Versuchsaufbau kann für eine gezielte Fragestellung – Einfluss auf die Eigenspannung – eine Klassifizierung der Eingangsgrößen ermittelt werden. Dazu muss eine Hypothese formuliert werden. Sie lautet hier: Die Parameter haben keinen Einfluss auf die Eigenspannung. Dieser sogenannten Nullhypothese wird eine Alternative Hypothese gegenübergestellt. Die Nullhypothese wird mittels einer Varianzanalyse widerlegt, so dass man von der Richtigkeit der Alternativen Hypothese ausgehen darf. Dazu kommt der bei [71] recht gut beschriebene F-Test zum Einsatz. Er basiert auf dem Vergleich zweier Varianzen. Ist die Varianz des Experiments kleiner als die Varianz eines definierten Schwellenwertes, dem sogenannten Quantil, so wird die Hypothese verworfen. Diese Quantile hängen von dem gewählten Risiko ab, dass das Verwerfen der Hypothese ungerechtfertigt ist. Normalerweise wird hier ein Risiko von 1 % oder 5 % gewählt. Die entsprechenden Quantile sind in den oben genannten Quellen tabelliert.

Beim DoE kann aus den sieben verbliebenen Parametern eine sogenannte L^8 -Versuchstafel erstellt werden. In ihr werden jedem der Parameter zwei Faktoren zugewiesen. Die Faktoren sind in Tabelle 4.2 aufgelistet und im Folgenden erklärt.

Für die beiden Stufen der Kerntemperatur wurde die Kernheizung entweder nicht aktiviert oder der eingestellte Wert entsprach dem 0,9-fachen der Kristallisationstemperatur T_K nach Herstellerangaben. Das Abkühlen respektive Auslagern erfolgte bei Raumtemperatur oder bei T_K . Es kamen zwei Tapematerialien zum Einsatz. Endlosfaserverstärktes CF/PEEK mit einem Faser-Volumen-Gehalt von 61 % oder endlosfaserverstärktes GF/PP mit einem Faser-Volumen-Gehalt von 35 %. Wenn ein Liner zum Einsatz kam, so bestand er aus Aluminium. Die Bandspannung von 5 N ent-

spricht der rein mechanisch bedingten Abzugsspannung, die durch die Reibung in der Spulenlagerung und der Führung des Tapes entsteht. Bei der Lagenanzahl steht eine Lage jeweils für eine komplette Bedeckung, d.h. bei Kreuzlagen eine Vollbedeckung, entstanden durch die entsprechende Anzahl Hin- und Rückhübe. Für die Umfangwicklung bedeutet dies analog, dass eine Lage aus einer Bedeckung im Hin- und einer im Rückhub entspricht.

Tabelle 4.2: Parameter für einen 2-stufigen Versuchsaufbau der Experimente

| | Parameter | Stufe 1 | Stufe 2 |
|---|-------------------------------|------------|-------------------------|
| A | Kerntemperatur | ungeheizt | $0,9 \times T_K$ |
| B | Abkühlbedingungen | RT | 20 min $0,9 \times T_K$ |
| C | Tapematerial | CF/PEEK | GF/PP |
| D | Liner (ja/nein) | ja | nein |
| E | Wickelwinkel | 90° | 60° |
| F | Bandspannung | 5 N | 70 N |
| G | Lagenanzahl (Geometrie Probe) | 5 | 10 |

Die Parameter verteilen sich für eine L^8 -Tafel wie in Tabelle 4.3 dargestellt auf die einzelnen Versuche.

Tabelle 4.3: Versuchsplan nach DoE

| | A Kerntemperatur | B Abkühl- bedingungen | C Tapematerial | D Liner (ja/nein) | E Wickelwinkel | F Bandspannung | G Lagenanzahl |
|---|---------------------|-----------------------------|-------------------|----------------------|-------------------|-------------------|------------------|
| 1 | ungeheizt | RT | CF/PEEK | nein | 90° | 5 N | 5 |
| 2 | ungeheizt | RT | CF/PEEK | ja | 60° | 70 N | 10 |
| 3 | ungeheizt | $0,9 \times T_K$ | GF/PP | nein | 90° | 70 N | 10 |
| 4 | ungeheizt | $0,9 \times T_K$ | GF/PP | ja | 60° | 5 N | 5 |
| 5 | $0,9 \times T_K$ | RT | GF/PP | nein | 60° | 5 N | 10 |
| 6 | $0,9 \times T_K$ | RT | GF/PP | ja | 90° | 70 N | 5 |
| 7 | $0,9 \times T_K$ | $0,9 \times T_K$ | CF/PEEK | nein | 60° | 70 N | 5 |
| 8 | $0,9 \times T_K$ | $0,9 \times T_K$ | CF/PEEK | ja | 90° | 5 N | 10 |

Die Versuche wurden in der dargestellten Weise mit jeweils drei Exemplaren ausgeführt. Für die Ermittlung des gesuchten Einflusses der Parameter auf die Eigenspannung ist im Gegensatz zur Mittelwertbildung bei z.B. mechanischen Prüfverfahren eine Anzahl von 3 Proben ausreichend [66, 74].

4.3 Varianzanalyse und Ergebnisse

Die Ergebnisse der Versuche wurden mit den Tests nach Gruber und Dixon [71] auf ihre Tauglichkeit für die Varianzanalyse überprüft. Diese Tests gewährleisten, dass sich die ermittelten Werte im Rahmen der notwendigen Verteilung für eine Varianzanalyse befinden. Die Werte lagen im zulässigen Bereich der Normalverteilung. Der Abgleich der Varianzanalyse mit den bereits erwähnten Quantilen ergab, dass mit einer Restunsicherheit von 1 % die Parameter Wickelwinkel, Abkühlbedingungen, Lagenanzahl und Kerntemperatur einen signifikanten Einfluss auf die Eigenspannung haben. Mit einer Restunsicherheit von 5 % hat außerdem die Bandspannung einen signifikanten Einfluss. Die Durchführung der Varianzanalyse ist in [75] beschrieben. In Tabelle 4.4 sind die Ergebnisse für den Einfluss auf die Eigenspannung aufgelistet.

Aus der Versuchsreihe kann man ersehen, welchen tendenziellen Einfluss die Veränderung eines Parameters auf die Eigenspannung hat. In Tabelle 4.5 sind die Ergebnisse zusammengefasst. Die detaillierte Berechnung der Ergebnisse findet sich in [76].

Tabelle 4.4: Einfluss der Parameter auf die Eigenspannung in Prozent

| Parameter | Prozentualer Einfluss auf die Eigenspannung | Wahrscheinlichkeit der Signifikanz [%] |
|--------------------------|---|--|
| Kerntemperatur | 12,2 | 99 |
| Abkühlbedingungen | 28,4 | 99 |
| Tapematerial | 1,4 | - |
| Liner | 0,3 | - |
| Wickelwinkel | 40 | 99 |
| Tapeabzugskraft | 4,8 | 95 |
| Wanddicke (=Lagenanzahl) | 12,9 | 99 |
| Summe | 100 | - |

Die Ergebnisse der Analyse decken sich mit den Erwartungen. Eine steigende Kerntemperatur begünstigt grundsätzlich die Kristallisation ebenso wie eine Warmauslagerung. Langsame Abkühlraten oder gar eine quasi isotherme Kristallisation führen ebenso wie höhere Temperaturen zu einem hohen Kristallinitätsgrad und begünstigen so die Ausbildung von (thermischen) Eigenspannungen.

Tabelle 4.5: Einfluss der Parametervariation auf die Eigenspannung

| Parameter | Veränderung | Einfluss auf die Eigenspannung |
|-------------------|--------------------------|--------------------------------|
| Kerntemperatur | Steigend | steigend |
| Abkühlbedingungen | steigende Temp. und Zeit | steigend |
| Tapematerial | GF/PP statt CF/PEEK | fallend |
| Liner (ja/nein) | Einsatz eines Liners | steigend |
| Wickelwinkel | kleinere Winkel | fallend |
| Bandspannung | steigend | fallend |
| Anzahl der Lagen | steigend | steigend |

Beim Einsatz von GF/PP-Tapes ist zu erwarten, dass die thermisch bedingten Eigenspannungen geringer ausfallen, da der Unterschied in den thermischen Ausdehnungskoeffizienten geringer ist und der Temperaturbereich, in dem sich die Spannung ausbilden kann, ebenfalls geringer ist, da die Kristallisationstemperatur deutlich niedriger liegt. Der Einsatz eines Liners ist insofern förderlich für die Eigenspannungsbildung, als dass er durch seine geringere Kontraktion beim Abkühlen nach dem Prozess das Bauteil weiter unter Spannung setzt. Für den Wickelwinkel ist es einsichtig, dass die gemessene Eigenspannung in Umfangsrichtung dann am größten ist, wenn auch die Fasern, deren Verspannung sie hervorrufen, in der Messrichtung liegen. Eine Steigerung der Bandspannung führte im Rahmen der Versuche zu einer Abnahme der thermischen Eigenspannungen, wie sie in Kapitel 2.2.1 beschrieben sind. Die Superposition dieser mechanischen Vorspannung mit den thermischen Eigenspannungen bietet die Möglichkeit, die Eigenspannungen zu kompensieren und bei entsprechend hohen Abzugskräften sogar eine mechanisch induzierte Eigenspannung zu erreichen, die in ihrer Ausprägung der thermischen entgegengesetzt ist. Ein Ansteigen der Laminatdicke führt durch die in situ Konsolidierung und die mit ihr

einhergehende lagenweise Addition der Eigenspannungen bis zum Endspannungszustand zwangsläufig zu höheren Spannungswerten. Die als signifikant ermittelten Parameter sollen in Kapitel 5 auf ihre Tauglichkeit hin untersucht werden, den Eigenspannungszustand in die in Bild 2.6 als optimiert dargestellte Form zu überführen.

In Bild 4.4 ist ein Probekörper der Variante 8 aus der Versuchstafel dargestellt. Bild 4.5 zeigt einen Probekörper der Variante 2. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Prozessparameter von Variante 2 zu dem gewünschten Eigenspannungszustand geführt haben. Variante 8 führte dagegen zu einem stark ausgeprägten Schließen der Ringprobe nach dem Auftrennen. Die Klebestreifen, die auf der Innenseite der Proben zu sehen sind, dienen zum Schutz der DMS vor der Kühlflüssigkeit und vor allem vor elektrisch leitenden Kohlenstoffaserteilchen, die beim Heraustrennen der Segmente entstehen.



Bild 4.4: Ringprobekörper mit Zugspannung auf der Ringinnenseite und Druckeigenspannung auf der Außenseite. CF/PEEK, 10 Lagen, Kerntemperatur 260 °C, Auslagerungszeit 20 min bei 260 °C, Umfangswicklung, Aluminiumliner, Bandkraft 5 N

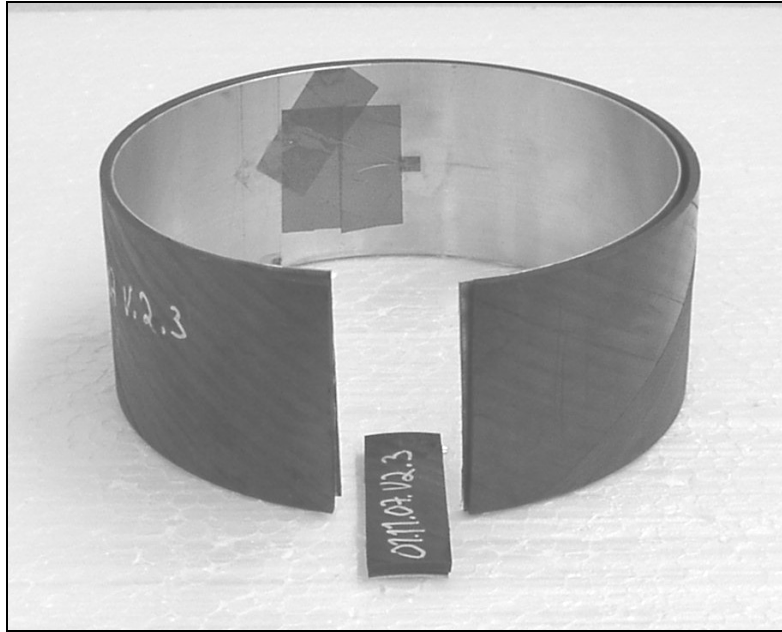


Bild 4.5: Ringprobekörper mit Druckeigenspannung auf der Ringinnenseite und Zugspannung auf der Außenseite, CF/PEEK, 10 Lagen, Kerntemperatur 50 °C, Auslagerung bei RT, Wickelwinkel 60°, Aluminiumliner, Bandkraft 70 N

5 Zielgerichtete Beeinflussung von Eigenspannungszuständen

Aufbauend auf den Erkenntnissen des DoE in Kapitel 4.2 wurden hier Parameter variiert und zielgerichtet Einfluss auf den Eigenspannungszustand genommen, um den in Bild 2.6 dargestellten Verlauf mit strukturellem Nutzen zu erreichen. Hierzu muss das Eigenspannungsprofil, das aus den thermischen Eigenspannungen resultiert invertiert werden. Das Simulationsmodul aus Kapitel 2.2.3 wurde mit den Ergebnissen aus Kapitel 4.2 validiert und angepasst, so dass es belastbare Ergebnisse für eine theoretische Parameterstudie liefert.

5.1 Einfluss von Wickelwinkel und Kerntemperatur

Der Einfluss von Wickelwinkel und Kerntemperatur wurde mit der Simulationssoftware rechnerisch bestimmt. In Bild 5.1 sind die ermittelten Abhängigkeiten aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass eine hohe Kerntemperatur die Ausbildung von Eigenspannungen ebenso begünstigt wie ein großer Wickelwinkel. Die größten Eigenspannungen stellen sich demnach bei umfangsgewickelten Probekörpern ein. Die Ergebnisse basieren auf den in Kapitel 2.2.3 formulierten Zusammenhängen. Für den Einfluss des Wickelwinkels sollten sich aus diesen Erkenntnissen keine Einschränkungen in der Praxis ergeben. Die Kerntemperatur ist dagegen hier nur im Sinne der in Kapitel 2.2.1 beschriebenen Starttemperaturen und der daraus resultierenden Temperaturdifferenzen, bei der sich die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten auswirken, für die Eigenspannungsbildung berücksichtigt. In dieser Parameterstudie wurde immer von einer optimalen Materialanbindung ausgegangen. Erfahrungsgemäß kann eine solche bei Kerntemperaturen unter 100 °C nicht erreicht werden. In nachfolgenden Untersuchungen wird der Zusammenhang mit der Materialqualität noch näher untersucht. Für den Wickelwinkel kann man erkennen, dass die Untersuchungen auf möglichst große Wickelwinkel eingegrenzt werden sollten. Hier bilden sich die größten Eigenspannungen aus, weshalb die nachfolgenden Untersuchungen mit umfangsgewickelten Proben durchgeführt wurden. Das bedeutet gleichzeitig, dass auch die Absolutbeträge der Eigenspannungsänderung anderer Parameter maximiert werden. Für die Kerntemperatur legt die Simulation die selben Schlussfolgerungen für hohe Temperaturen nahe. Aus Bild 5.1

wird deutlich, dass durch die Variation der beiden Parameter die Eigenspannung minimiert, aber nicht invertiert werden kann.

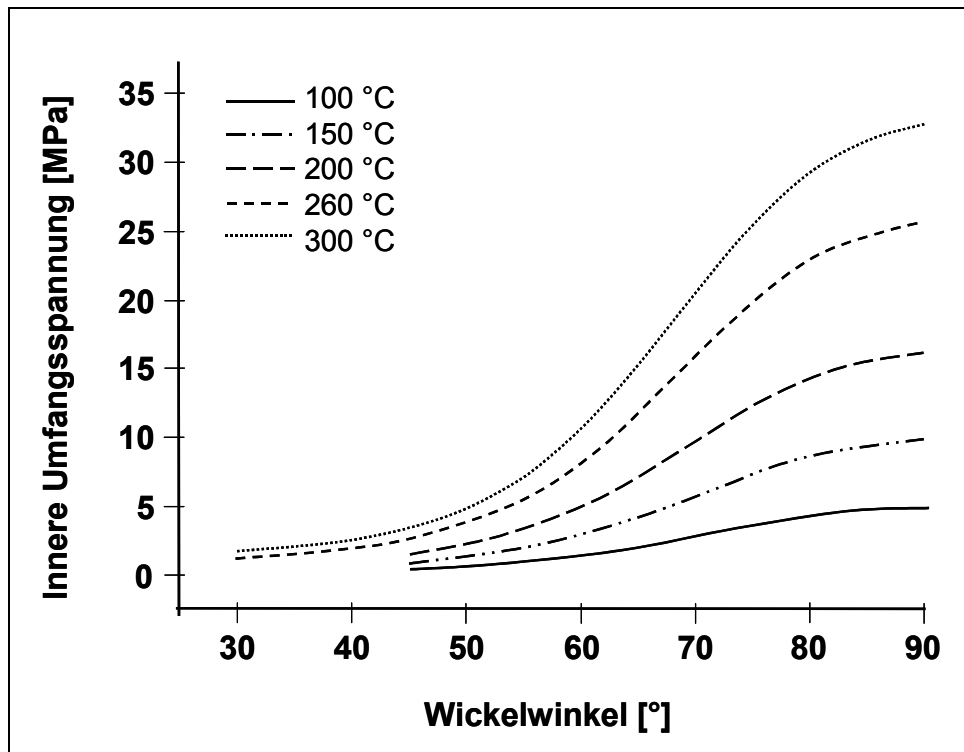


Bild 5.1: Einfluss von Kerntemperatur und Wickelwinkel auf die Umfangseigenspannung an der Bauteilinnenseite für einen CF/PEEK-Probekörper mit 10 Lagen, einem Innendurchmesser von 146 mm, freiem Abkühlen von Kern und Bauteil nach Ende des Wickelprozesses und ohne Aufbringen einer Bandkraft

5.2 Einfluss der Abkühlbedingungen

Das Abkühlen des Bauteils muss wie folgt verstanden werden. Während der Fertigung wird der Kern beheizt. Endet der Wickelvorgang, so kann das Bauteil gegebenenfalls durch die Kernheizung weiter von innen heraus geheizt werden. Auf diese Weise wird die Abkühlrate des gesamten Bauteils verändert und Einfluss auf die Ausbildung des Temperaturgradienten von Innen- und Außenseite genommen. Im Normalfall kühlt der Probekörper von außen nach innen ab. Wie bei allen Erstarungsvorgängen bilden sich hier Spannungen im Bauteil aus. Für Ringprobekörper bedeutet das, dass die Außenschicht nur noch elastische Verformungen zulässt, während die noch heißen Schichten am Innenradius durch die später einsetzende und somit behinderte Temperaturkontraktion unter Zugspannung geraten. Die resultierende Gegenkraft in den Außenlagen führt zu einer Druckspannung, die im Be-

reich der neutralen Faser in die erwähnte Zugspannung umschlägt. Kehrt man dieses Temperaturprofil um, so kann man auch die daraus resultierenden Eigenspannungen umkehren und das gewünschte Eigenspannungsprofil aus Bild 2.6 erhalten. Um dies zu erreichen, besteht die (theoretische) Möglichkeit, den Kern nach Ende des Wickelvorgangs zu kühlen und ihn bei der Fertigung nicht zu heizen und so ein Abkühlen von innen heraus zu gewährleisten. Dies führt wie bereits erwähnt zu einer ausgesprochen schlechten Laminatqualität. In Kapitel 5.3.1 wird genauer dargelegt, warum auf jeden Fall mit einem geheizten Kern gearbeitet werden sollte.

Die Kühlung des Kerns soll für die Betrachtung der Abkühlung hier deshalb in einer Art und Weise erfolgen, die sich auch in einem industriellen Fertigungsprozess umsetzen lässt. Dies kann am besten mittels Durchströmung mit einem Kühlmedium bewerkstelligt werden. In einem Versuch wurde deshalb mit einem wassergekühlten Kern untersucht, welcher Effekt durch eine Invertierung des Temperaturgradienten von außen nach innen erzielt werden kann. Im Versuch hatte der Kern während des Wickelprozess und als dieser beendet wurde eine Temperatur von 260 °C an der Oberfläche. Die Wasserkühlung hatte einen Volumenstrom von 60 l/min bei einer Wassertemperatur von ca. 15 °C. Bei den bisher hergestellten Proben mit 10 Lagen stellt sich durch die konvektive Kühlung und die Wärmeabstrahlung an der Außenfläche sehr schnell ein Durchkühlen der Proben ein. Aus diesem Grund wurde ein Probekörper mit 50 Lagen hergestellt. Bei diesem wurde alle 10 Lagen ein Thermoelement des Typs K eingebracht. Das erste lag direkt auf der Kernoberfläche auf und wird deswegen als Lage 0 bezeichnet. Das letzte, Lage 50, befand sich auf der Außenseite. In Bild 5.2 sind die Temperaturkurven für Lage 0 bis Lage 50 dargestellt. Die Kurven liegen teilweise sehr nahe beieinander. Deshalb werden im Diagramm für die anderen Lagen die Schnittpunkte angezeigt, bei denen die Lage 0 (direkt auf dem gekühlten Kern) unter die Temperatur der jeweiligen Lage sinkt bzw. bei denen die Temperatur ein Punkt erreicht hat, ab dem die Innenkühlung keinen Einfluss mehr auf die Temperaturdifferenz mehr hat. Die Temperatur der Lage 50 wird nicht erreicht, da dieses Thermoelement im Gegensatz zu den anderen auf einer Seite unbedeckt ist. Die Temperaturdifferenz von Lage 0 gegenüber den weiter außen liegenden Lagen übersteigt zu keiner Zeit 10 °C. Ein nennenswerter Einfluss auf die Eigenspannungsbildung konnte bei dieser geringen Temperaturdifferenz nicht festgestellt werden. Man kann in Bild 5.2 aber gut erkennen, dass die Laminattempe-

ratur nach Ende des Wickelprozesses innerhalb von ca. 10 min unter die Glasübergangstemperatur sinkt. Spätestens zu diesem Zeitpunkt kann das Bauteil ohne Einfluss auf die Bauteileigenschaften vom Kern abgezogen werden.

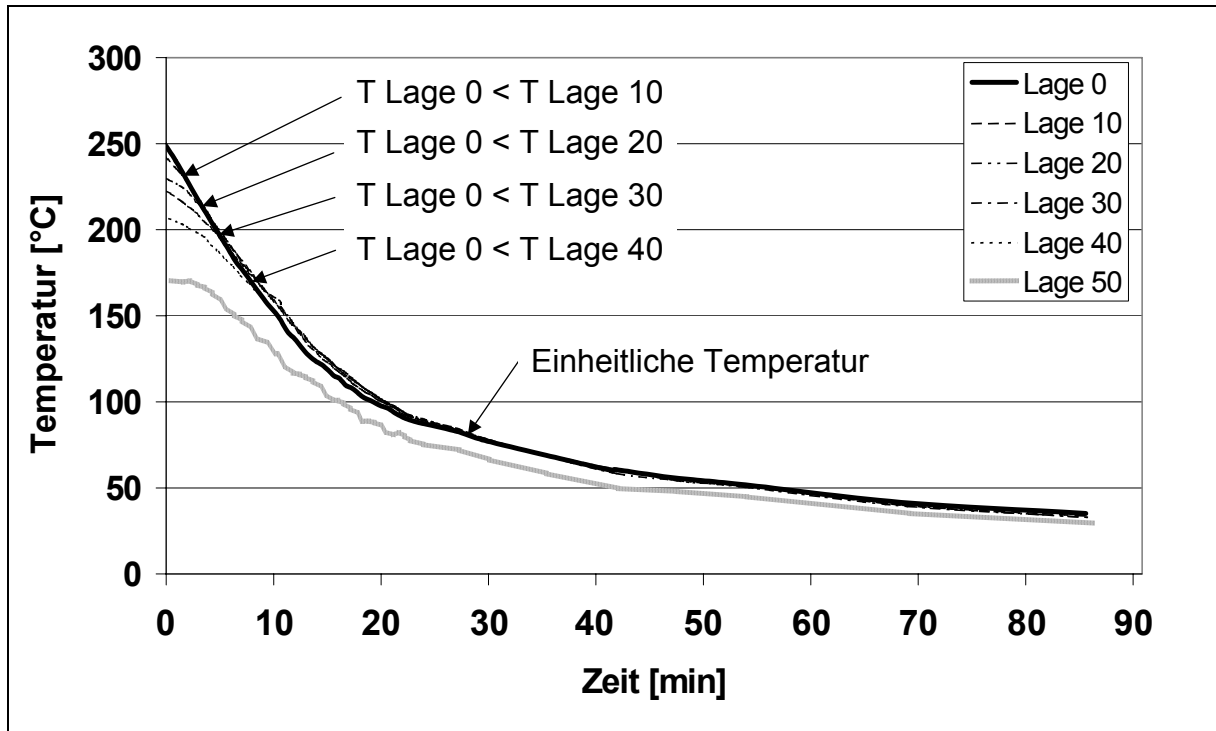


Bild 5.2: Gemessener Temperaturverlauf bei Kerninnenkühlung nach dem Wickeln für einen Probekörper mit 50 Umfangslagen aus CF/PEEK

Bild 5.3 zeigt die mit dem Simulationsmodell berechnete notwendige Umgebungstemperatur an der Außenseite eines GF/PP-Ringprobekörpers, die notwendig ist, um eine komplette Inversion der Eigenspannungen gegenüber der Fertigung zu erreichen. Dabei wird die Kernheizung erst nach dem eigentlichen Wickelvorgang abgestellt. Der Kern vollzieht anschließend eine normale Abkühlung. Normal heißt hier entsprechend der Abkühlung, die sich bei einer normalen Umgebungstemperatur von 25 °C ohne weitere Maßnahmen ergibt. In der Simulation wurde die Umgebungstemperatur erhöht, um eine betragsmäßige Inversion der Eigenspannungen in Umfangsrichtung zu erreichen, gleichzeitig wurden die Abkühlbedingungen für den Kern unverändert gelassen. Rein rechnerisch scheint die Inversion für hohe Umgebungstemperaturen möglich. Bild 5.3 zeigt aber, dass eine Umgebungstemperatur von 300 °C notwendig wäre, um den Eigenspannungszustand betragsmäßig zu invertieren. Es ist evident, dass in der Praxis bei dieser Umgebungstemperatur die Verarbeitung von GF/PP nicht mehr möglich ist. Der Schmelzpunkt von PP ist hier bereits

überschritten, so dass das Bauteil von außen her wieder aufgeschmolzen wird. Ebenso sind die meisten Anlagen den hohen Temperaturen nicht ohne weiteres gewachsen. Die Rechnung basiert auf der sich rein rechnerisch ergebenden Eigenspannung durch die temperaturgetriebene Differenz der Ausdehnungskoeffizienten und vernachlässigt die Tatsache, dass die Eigenspannungen oberhalb der Schmelztemperatur durch die fehlende Matrixstützwirkung vollständig relaxieren. Sie zeigt somit auch auf, dass eine betragsmäßig vollständige Invertierung der Eigenspannung in der Praxis nicht möglich ist.

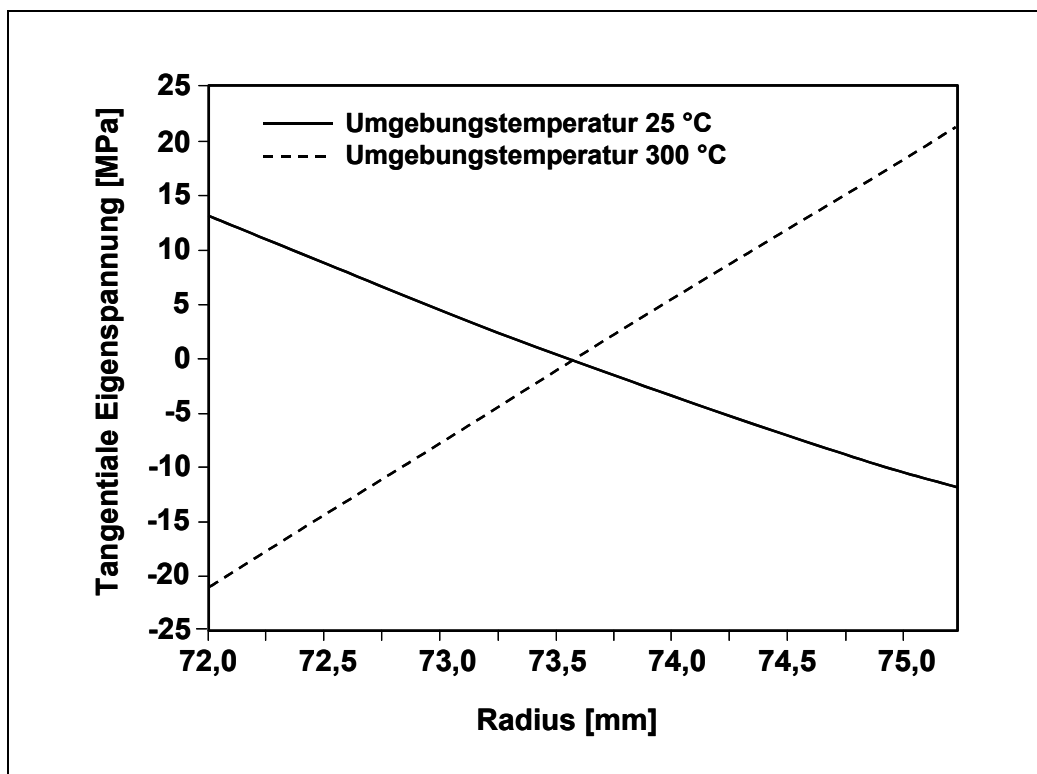


Bild 5.3: Theoretisch notwendige Temperatur zur Umkehr der Eigenspannung für 10 Lagen GF/PP auf einem Stahlkern mit 146 mm Durchmesser, 3,2 mm Laminatdicke, 112,5 °C Kerntemperatur und bei einer Wickelgeschwindigkeit von 14 m/min

5.3 Temperaturführung und Konsolidierungsqualität

Ziel bei der Untersuchung der Eigenspannungen muss es auch immer sein, diese in Bauteile zu induzieren, die eine gute Konsolidierungsqualität aufweisen, da diese maßgeblich für die Festigkeit des Bauteils verantwortlich ist. Die Konsolidierungsqualität - als abstrakter Begriff - lässt sich am besten anhand der interlaminaren Scherfestigkeit bestimmen. Zugkennwerte in Faserrichtung hingegen sind in erster Linie faserdominiert, während Druckkennwerte in starkem Maße von der eingesetzten

Matrix und deren Druckfestigkeit abhängen, da die Fasern durch ihren geringen Durchmesser unter Druck und bei Matrixversagen unmittelbar ausknicken.

Die interlaminare Scherfestigkeit ist ein weitestgehend matrixdominierter Kennwert. Sie stellt normalerweise die Festigkeit gegen Scheren zwischen einzelnen Lagen dar. Sie hängt beim Thermoplast-Wickeln von der Qualität des Fügevorgangs, der sogenannten Konsolidierung, ab. Im vorliegenden Fall werden faserverstärkte Kunststoffe, die zumindest an ihren Kontaktflächen schmelzflüssig sind, unter Druckwirkung idealerweise zu einem monolithischen faserverstärkten Kunststoff verbunden. Dabei kommen grundsätzlich zwei Mechanismen zum Tragen. Zum einen im Rahmen der Polymerdiffusion die Art und Weise, in der die beiden Oberflächen aufeinander treffen – der sogenannte Intimate Contact - und die anschließende Polymerdiffusion selbst, bei der die Polymerketten über die Kontaktfläche hinaus in den anderen Fügepartner eindringen. Zum anderen ein Durchmischen der beiden schmelzflüssigen Fügepartner durch Strömungsvorgänge unter dem Einfluss des Konsolidierungsdrucks sowie das Kristallisieren über die Grenzfläche der beiden Tapes hinaus – das Bilden sogenannter transkristalliner Strukturen.

Eine stoffschlüssige Verbindung der beiden Fügepartner kann allerdings nur zustande kommen, wenn beide Fügeflächen in ausreichendem Maße aufgeschmolzen sind. Ohne diese Voraussetzung können beim Fügen auch die Polymerdiffusion und die Kristallbildung nicht ablaufen. Aus diesem Grund wurde zuerst der Einfluss der Schmelzenergie auf die Konsolidierungsqualität untersucht.

Bei den nachfolgend beschriebenen Untersuchungen wurde die Konsolidierungsqualität anhand der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit (ILSS = Interlaminar Shear Strength) untersucht. Die Werte wurden im Short Beam Shear Test (SBS) in Anlehnung an die Norm ASTM D 2344-84 [77] ermittelt, so wie er von Roselli und Santare [78] an runde Probekörper angepasst wurde. In [78] wurde die Weiterentwicklung ebenfalls als aussagekräftig und geeignet nachgewiesen. Für jedes Material wurden fünf Probekörper aus einem Rohr herauspräpariert und auf ihre scheinbare ILSS hin geprüft. Bild 5.4 zeigt die Bedingungen für die Probenabmessungen.

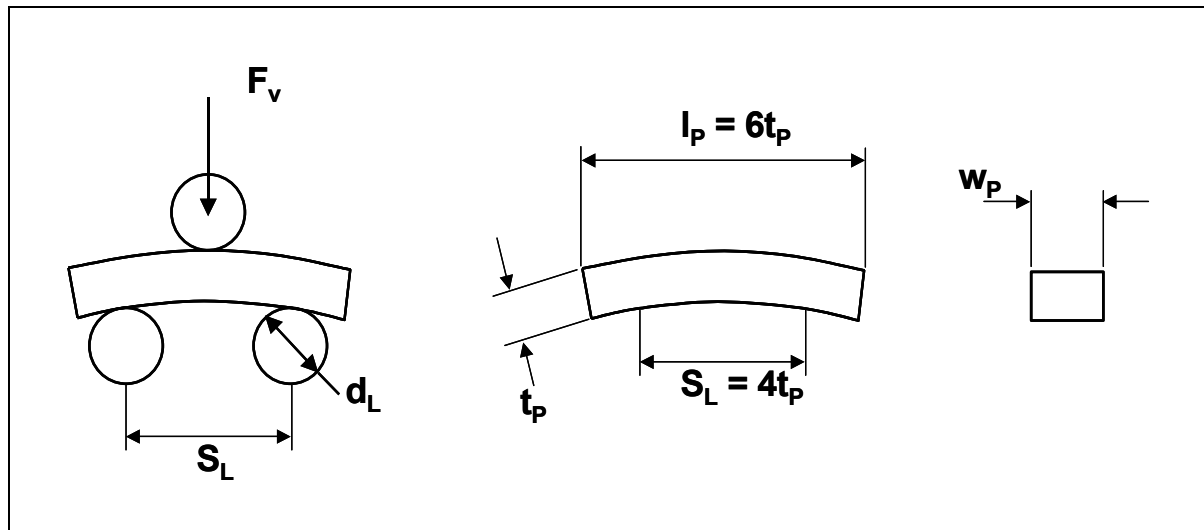


Bild 5.4: Short Beam Shear Test zur Ermittlung der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit für gekrümmte Proben

Neben den in Bild 5.4 dargestellten Prüfbedingungen wurde der Durchmesser der Auflager d_L mit 6 mm und die Breite der Probe w_P identisch mit der Dicke der Probe t_P gewählt. Die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit τ_{\max} wurde nach Gleichung 5.1 bestimmt, die sich für eine Vertikalkraft F_v aus der elementaren Balkentheorie herleitet.

$$\tau_{\max} = \frac{3 \cdot F_v}{2 \cdot w_P \cdot t_P} \quad (5.1)$$

Kann es beim SBS bei unsachgemäßer Ausführung oder duktilen Proben zu einem Biegeversagen kommen, so findet beim sogenannten Interlaminar Shear Device Test (ISD) im Gegensatz zum SBS immer ein Scherversagen statt.

Der Interlaminar Shear Device Test liefert aber - je nachdem, ob der in Bild 5.5 dargestellte Schlagmechanismus auf eine Matrixschicht oder eine Faserlage trifft - sehr unterschiedliche Werte. Der vom Wirkprinzip her einleuchtendere Test nach Lauke et al. [79] wurde folglich nicht durchgeführt, da er zwar immer zu einem Scherversagen führt, aber seine Ergebnisse eine sehr hohe Streuung aufweisen. Dies liegt im lagenweisen Versagen beim ISD begründet, während der SBS praktisch zum Versagen über der gesamten Bauteildicke und der entsprechenden Lagenanzahl führt.

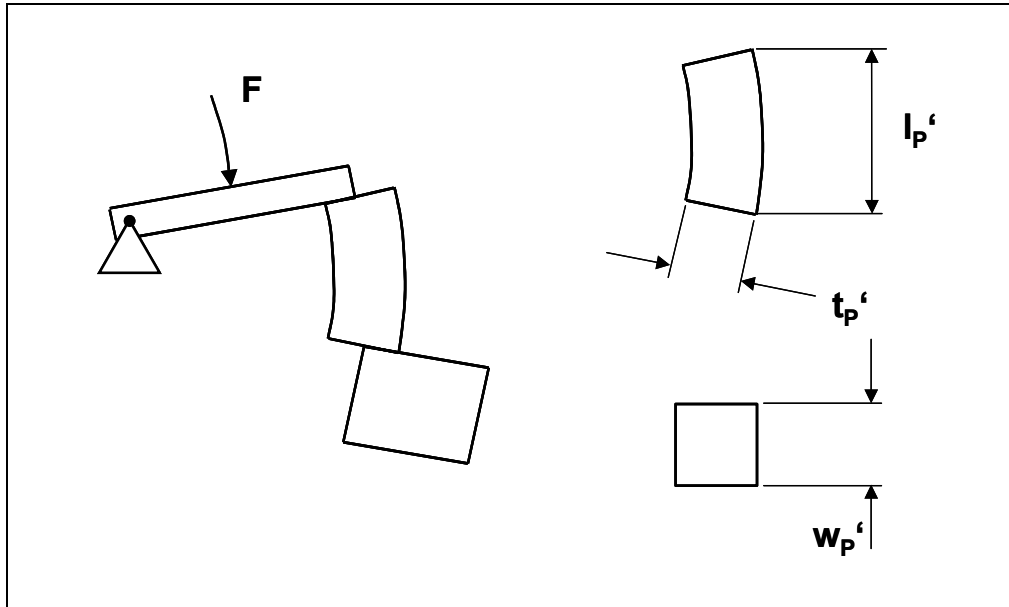


Bild 5.5: Interlaminar Shear Device Test zur Ermittlung der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit für gekrümmte Proben

5.3.1 Polymerdiffusion und Scherfestigkeit

In der Literatur beziehen sich fast alle Modelle zur Polymerdiffusion, die diese Vorgänge beschreiben, auf die grundlegenden Annahmen von de Gennes' Theorie der Polymerdiffusion, wie sie von ihm zum Beispiel in [80] beschrieben wird, und auf das Modell von Dara und Loos [81] über die Kontaktflächenbeschaffenheit. Beide Modelle sind weiterhin in der Praxis nur äußerst eingeschränkt anwendbar. De Gennes bleibt die Formulierung in ingenieurmäßig anwendbaren Dimensionen schuldig, während das Modell von Dara und Loos die Oberflächenbeschaffenheit so modelliert, dass sie mit der Praxis nur schwer in Einklang zu bringen ist. Deshalb existieren basierend auf ihnen eine Vielzahl von Weiterentwicklungen. In allen Fällen werden die beiden Oberflächen unter Druck gefügt und die vorhandenen Rauigkeitsspitzen komprimiert. Die Kontaktfläche zwischen beiden Fügepartnern ist eine Funktion der Ausgangsrauigkeit und des Drucks. Sie stellt nur einen Teil der projizierten Fläche beider Fügepartner dar.

Ausgehend von [81] haben Lee und Springer das Kontaktflächenmodell in [82] dahingehend vereinfacht, dass die Oberfläche nicht mehr durch unregelmäßige Rechtecke modelliert wird, sondern durch periodisch wiederkehrende Abstände. Mantell und Springer [83] haben beide Größen in ihrem Modell variabel über der Zeit angesetzt und auch erstmalig Bezug auf die hier zu betrachtenden Prozesse - Wickeln

und Tapelegen mit thermoplastischen Tapes - genommen. Butler et al. [84] haben weiterführend eine Kombination aus Oberflächenproblematik und Polymerdiffusion modelliert, die eine realitätsnahe Beschreibung ermöglicht. Sie legen aber erneut dar, dass es kein Messverfahren für die nötige Oberflächenbeschreibung nach Lee und Springer gibt. Yang und Pitchumani [85] haben Formeln erstellt, die eine Überführung in ein fraktales Modell der Oberflächenstruktur ermöglichen. Die notwendige Messung der zu modellierenden Oberfläche beträgt allerdings mindestens 10 mm (in der Länge), da die Rauigkeitsprofile auf Wellentiefe und Profiltiefe hin untersucht werden. Für den Thermoplast-Wickelprozess in der vorliegenden Ausführung spielt die Oberflächenproblematik aber eine eher untergeordnete Rolle. Durch den Einsatz der H_2/O_2 -Flamme liegen sowohl Tape als auch Substrat an der Oberfläche schmelzflüssig vor. Beim Annähern der beiden Tapes – einlaufendes und bereits abgelegtes – werden die Oberflächenspannung zwischen den beiden schmelzflüssigen Oberflächen ab einer gewissen Distanz von den molekularen Anziehungskräften überwunden, und es bildet sich eine grenzflächenfreie, einheitliche, schmelzflüssige Matrix aus. Wolf [86] beschreibt diesen Vorgang ausführlich und gibt Beispiele für die Distanz zur Überwindung der Oberflächenspannung für Fluide an.

Im Bereich der Polymerdiffusion beschäftigt sich De Gennes [80] hauptsächlich mit den molekularen Vorgängen bei der Polymerdiffusion. Sein Modell beschreibt die Umstände für die Beweglichkeit von Polymerketten. So können sich die Molekülketten nur in einem gewissen Radius um die „Achse“ des Moleküls bewegen – innerhalb einer imaginären Röhre, die die Kette einhüllt. Nur an den Enden der Kette sind freie Bewegungen möglich. Von hier beginnend sind Lageänderungen der Röhre möglich. Die Beweglichkeit ist abhängig vom Molekulargewicht. Lee und Springer [82] gehen darauf basierend davon aus, dass die Polymerdiffusion erst einsetzt, wenn die Kontaktflächen sich vollständig angenähert haben. Ist dies der Fall, treten Polymerketten jeweils über die Grenzflächen von einem in den anderen Fügepartner über. Abhängig von Zeit und Temperatur kommt es nach einer gewissen Zeit zu einer abgeschlossenen Diffusion. Sie messen den Grad der Diffusion anhand der Festigkeit der Bindung. Dazu wird die erreichte Festigkeit zur maximal möglichen ins Verhältnis gesetzt. Mantell und Springer [83] haben diese Vorgehensweise um die Ablage mehrerer Lagen übereinander erweitert. Butler et al. [84] bedienen sich ebenfalls dieses Modells zur Bestimmung des Diffusionsgrades. Sie sehen jedoch die beiden Phäno-

mene – Kontaktfläche und Polymerdiffusion – nicht mehr als getrennte Vorgänge an. Sie sehen den Beginn der Polymerdiffusion bereits ab dem Zeitpunkt, an dem die ersten Teilflächen bei ausreichender Temperatur in Kontakt treten. Diese Annahme spiegelt die Verhältnisse beim Wickeln von thermoplastischen Bändchen deutlich besser wider und entspricht in Teilen dem oben bei Wolf beschriebenen Verhalten.

Außerdem kann es, wie bei Untersuchungen an reinen Kunststoffstumpfschweißungen dokumentiert, zur Ausbildung einer Dehn-/Scherströmung im Fügebereich kommen. Schlarb [87] zeigt die Zusammenhänge auf und diskutiert ihre Auswirkungen. So wurden z.B. in der Fügezone Fließbewegungen beobachtet, die je nach Material und Verarbeitungsparametern zu einer Ausrichtung der Molekülketten, vor allem aber zu einer Ausrichtung der Kristallitstruktur in der Fügezone, führen können. Bonten [88] gibt unter anderem die Dehn- und Scherströmungsvorgänge als Mechanismen bei der Ausbildung der Konsolidierung an. Durch das Fließen in der direkten Fügezone kann es zu einer Durchdringung in der Fügeebene kommen.

Er diskutiert darüber hinaus die sogenannte Mischkristallhypothese. Diese besagt, dass sich bei einer hohen Kristallisationsgeschwindigkeit die Kristalle über die Grenzflächen deutlich schneller ausbreiten als die Moleküle durch die Diffusionsvorgänge. Schlarb [88] dokumentiert einen Einfluss auf die Schweißnahtfestigkeit von Polypropylen. Eine Kombination der Fließ- und Diffusionsvorgänge ist seiner Ansicht nach für die Konsolidierungsqualität reiner Kunststoffschweißverbindungen verantwortlich. Die beim Fügen beobachteten Vorgänge können zwar nicht unmittelbar auf das Wickeln übertragen werden, da die Fügespalte bei den verwendeten Tapes nur ein bis drei Faserdurchmesser ausmachen, dennoch sind die Wirkmechanismen als Bestandteil der Konsolidierung bei der Tapeverarbeitung vorhanden.

Die hier vorgestellten Modelle liefern in ihrer Summe die Möglichkeit mit der Polymerdiffusion einen der Hauptaspekte der Qualität der Konsolidierung präzise zu beschreiben. Sie sind aber trotz der zunehmenden Vereinfachung und Annäherung an die Fertigungspraxis nicht in der Lage, die Konsolidierungsqualität ohne zeitaufwändige Messungen der Oberflächenbeschaffenheit vorherzusagen.

Grundlage für die Vorhersage der Konsolidierungsqualität ist in allen Untersuchungen der zu ermittelnde Referenzwert der maximal erreichbaren Konsolidierungsqualität für eine abgeschlossene Polymerdiffusion analog zu [83]. Es kann davon ausge-

gangen werden, dass sich dieser Referenzwert bei einer entsprechend langen Verweilzeit im Autoklav einstellt, da für diesen Fall eine abgeschlossene Kontaktflächenbildung und Polymerdiffusion sowie eine optimale Kristallisation erreicht werden kann. Durch einen entsprechenden Aufbau der Proben liegt unter dem anstehenden Druck ein Kräftegleichgewicht vor, so dass Fließvorgänge unterdrückt werden können. Die Kristallisation über die Grenzflächen hinweg ist dann optimal, wenn die Abkühlrate entsprechend niedrig gewählt wird.

Vor diesem Hintergrund wurde die Temperaturführung während des vorliegenden Prozesses untersucht und die gewickelten Proben mit Proben verglichen, die entsprechend im Autoklav gefertigt wurden [89]. Die Proben wurden erst gewickelt und dann im Autoklav unter Druck, Vakuum und Temperatur nachbehandelt. Sie wurden eine ausreichend lange Zeit bei der entsprechend hohen Temperatur gehalten, so dass sich unter dem anliegenden Druck eine abgeschlossene Diffusion einstellen konnte. Die Abkühlung wurde als Rampenfunktion realisiert. Diese Proben finden sich in Bild 5.6, Bild 5.10, Bild 5.11 als Referenzwerte wieder.

5.3.2 Schmelzenergie und Konsolidierungsqualität

Die unmittelbare Schmelzenergie wird im vorliegenden Prozess von der H_2/O_2 -Flamme bereitgestellt. Sie wurde für diese Untersuchung mit einem Mischungsverhältnis von neun Teilen H_2 zu einem Teil O_2 betrieben. Durch den Luftsauerstoff kann eine vollständige stöchiometrische Verbrennung als gegeben angenommen werden. Es wurden die Kerntemperaturen für den geheizten Kern aus Kapitel 4.2 verwendet. Die Energie der Flamme muss so ausgelegt werden, dass das Tape und das Substrat in gleicher Weise ausreichend aufgeschmolzen werden, um die oben beschriebenen Prozesse durchlaufen zu können. Für den vorliegenden Fall wurde deshalb der Abstand des Brenners entlang einer Geraden mit Ursprung im Nip-Point und einer Neigung von 10° gegen das Tape variiert bis kein erneutes Ansteigen der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit mehr zu erwarten war. Mit dieser Einstellung werden annähernd gleiche Längen des Tapes und des Substrats von der Flamme bestrichen. In Bild 5.6 sind die Ergebnisse des SBS für eine Variation des Abstandes und die Materialien CF/PEEK, GF/PEEK und GF/PP dargestellt. Der Mindestabstand war bauraumbedingt.

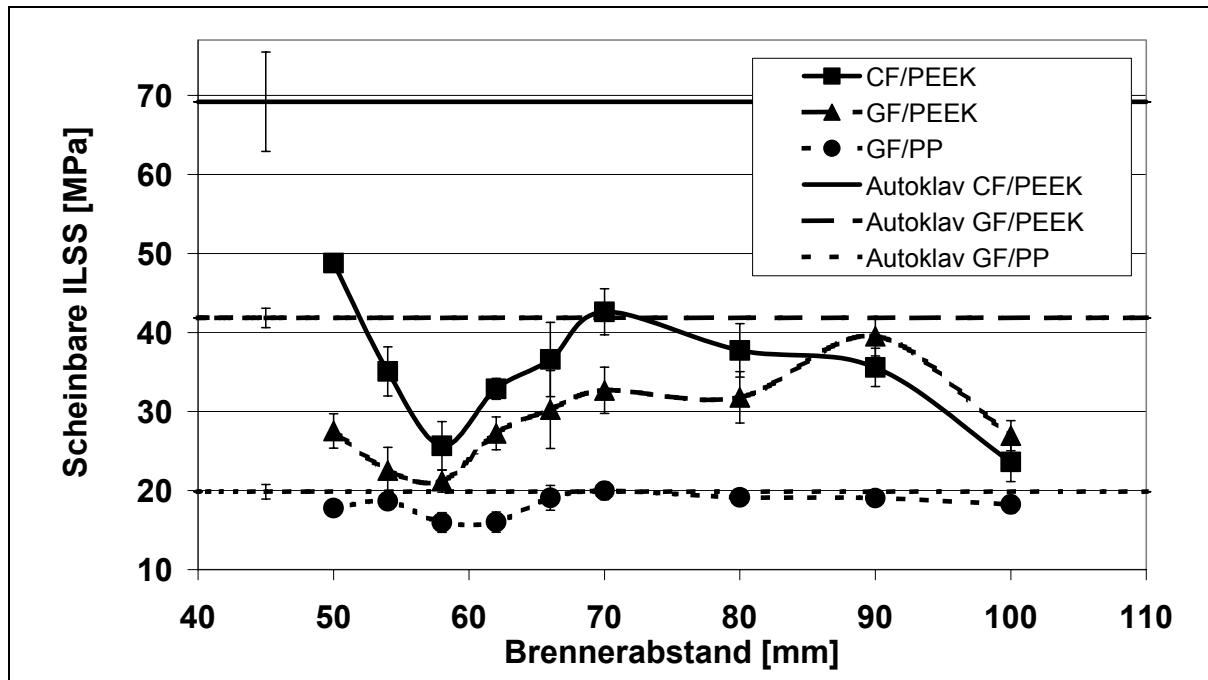


Bild 5.6: Scheinbare interlaminare Scherfestigkeit (ILSS) über dem Brennerabstand für CF/PEEK, GF/PEEK, GF/PP

Man erkennt einen Anstieg der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit für sehr geringe Abstände. Dieser steht im Zusammenhang mit der von der Flamme emittierten Strahlung. Sie verteilt sich gleichmäßig im Raum und nimmt deshalb mit steigendem Radius des Kugelraumes um dessen Ursprung mit der dritten Potenz des Radius ab. Das erklärt den schnell abnehmenden Einfluss bei steigendem Brennerabstand. Für CF/PEEK ist dieser Anstieg um ein Vielfaches größer als für die glasfaserverstärkten Materialien. Folgende Gründe sind hierfür zu nennen.

Bei einer Flammtemperatur von ca. 1500 K, wie im Bild 5.7 dargestellt, wird nach dem Wien'schen Verschiebungsgesetz hauptsächlich Strahlung mit einer Wellenlänge nach Gleichung 5.2 ausgestrahlt.

$$\lambda_{l \max} = 2900/T \text{ in } \mu\text{m} \quad (5.2)$$

Für eine Flamme ergibt sich nach Baehr und Stephan [90] eine Wellenlänge von ca. 2 μm , also der typische Bereich der Wärmestrahlung oberhalb des sichtbaren Bereichs. Glas hat in diesem Temperatur- bzw. Wellenlängenbereich einen sehr niedrigen Emissions-, bzw. Absorptionskoeffizienten und heizt sich selbst deshalb schlecht auf. Im VDI-Wärmeatlas [91] sind Werte für Glas bei 90 °C mit einem gemittelten Absorptionskoeffizienten von 0,94 und bei 838 °C mit 0,47 angegeben. Gebhart [92]

gibt für Glas für 2 μm Wellenlänge und eine Temperatur von 200 °C einen wellenlängenspezifischen Absorptionskoeffizienten von ca. 0,6 an, bei einer Temperatur von 1000 °C liegt er nur noch bei ca. 0,07. Auf diese Tatsache und den hohen Transmissionsgrad bei sichtbarem Licht (bis zu 0,9) lässt sich auch der bekannte Treibhauseffekt zurückführen, bei dem zwar Lichtstrahlen in ein Glashaus eindringen können, aber die von Gegenständen im Innenraum ausgesandten Wärmestrahlen nicht durchgelassen werden, da bei einer Wellenlänge von 2 μm nur ein Transmissionsgrad von ca. 0,1 herrscht [90]. In der selben Weise wird die Absorption der Wärmestrahlung der Flamme im Matrixkunststoff behindert und herabgesetzt, während Kohlenstofffasern dieses selektive Verhalten nicht aufweisen. Der Absorptionskoeffizient von Graphit, das wie die Kohlenstofffasern nur aus Kohlenstoffatomen besteht, weist im Gegensatz zu dem von Glas ein anderes Temperaturverhalten auf. Liegt er bei Raumtemperatur ungefähr bei 0,6, so steigt er mit zunehmender Temperatur auf bis zu 0,85 an [92].

In Bild 5.7 wurde zur Verdeutlichung mit dem thermografischen System TVS 210 der Firma Goratec eine H_2/O_2 -Flamme, wie sie in den Versuchen zum Einsatz kam, aufgenommen. Sie strahlt unter einem Winkel von 10° gegen eine Platte (unten) und trifft in einer Entfernung von 79 mm auf eine Walze, die zur Verdeutlichung ebenso wie der Gasbrenner nachträglich im Bild eingezeichnet wurde. Die Temperaturskalierung der Wärmebildkamera wurde mit Thermoelementen des Typs K überprüft und entsprechend justiert. Die Messung basiert auf der Abstrahlung der Flamme. Man kann deutlich sehen, dass die Energie durch Strahlung nur unmittelbar vor dem Düsenaustritt im Kern der Flamme große Werte annimmt. Diese Beobachtung deckt sich mit den Erkenntnissen von Baukal und Gebhart [93], die für Naturgasflammen, die mit Sauerstoffüberschuss betrieben werden, das Maximum der Strahlung der Flamme bei 9-15 % der sichtbaren Flammlänge festgestellt hat. Die Entfernungen und der Winkel gegen die Platte entsprechen dem Winkel gegen das einlaufende Tape und den in Bild 5.6 dargestellten Entfernungen zum Kern. Die Einstellungen der Flamme sind identisch mit denen in den beschriebenen Versuchen. Es wurde ein Mischungsverhältnis von 9:1 bei einem Gesamtvolumenstrom von 10 nl/min eingestellt.

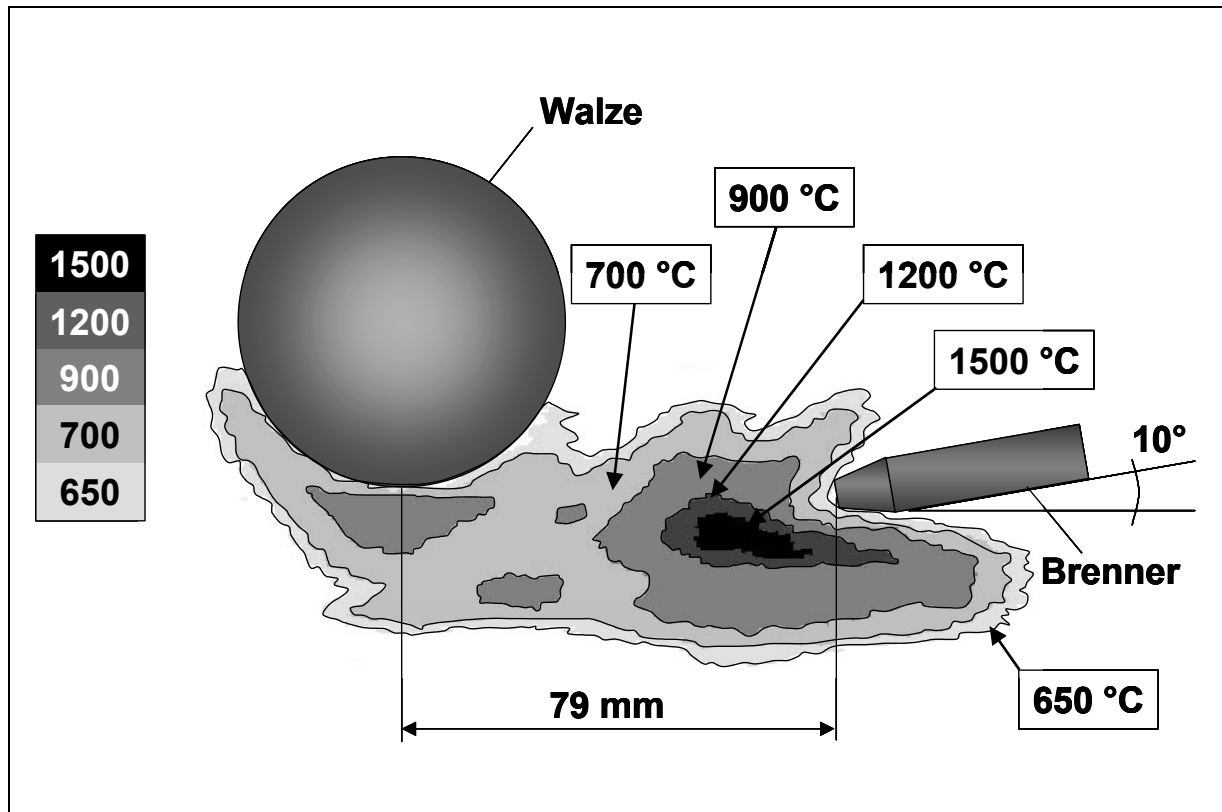


Bild 5.7: Thermographie einer H_2/O_2 -Flamme mit einem Mischungsverhältnis von 9:1 und einem Gesamtvolumenstrom von 10 nl/min, die mit einem Winkel von 10° zur Waagrechten ausgerichtet ist

Der Wärmeübergang durch Konvektion dagegen basiert nicht auf den selben Bedingungen. Für ihn ist vielmehr der Abstand, die Geometrie und die Strömungsgeschwindigkeit verantwortlich. Die Berechnungsmethoden für den Wärmeübergang durch erzwungene Konvektion beruhen auf dem Ähnlichkeitsprinzip. Im vorliegenden Fall bietet der bekannte Fall eines quer angeströmten Zylinders die beste Übereinstimmung mit den realen Verhältnissen.

Baehr und Stephan [90] geben die Nusseltzahl (Nu) für einen querangeströmten Zylinder in Abhängigkeit der Reynoldszahl (Re) und der Prandtlzahl (Pr) an. Die Reynoldszahl wird im vorliegenden Fall mit einer Anströmgeschwindigkeit von w_0 , dem Kerndurchmesser d und einer kinematischen Viskosität von Wasserdampf ν_D aus Tabellenblättern nach Gleichung 5.3 berechnet.

$$Re = \frac{w_0 \cdot d}{\nu_D} \quad (5.3)$$

Für tabellierte Prandtl-Zahlen kann man so die Nusseltzahl nach Gleichung 5.4 er rechnen. Neben den bereits genannten Faktoren sind hier α_m der mittlere Wärmeübergangskoeffizient, λ_D die Wärmeleitzahl der Verbrennungsprodukte (Wasserdampf), C, m, n und p die entsprechend der Temperatur tabellierten Werte [90] zur Berechnung des Wärmeübergangs. Pr_0 ist die Prandtlzahl bei der Wandtemperatur der bestrahlten Fläche.

$$Nu = \frac{\alpha_m \cdot d}{\lambda_D} = C \cdot Re^m \cdot Pr^n \cdot \left(\frac{Pr}{Pr_0} \right)^p \quad (5.4)$$

Anhand von Gleichung 5.4 ergibt sich der in Bild 5.9 dargestellte Zusammenhang für den Wärmeübergang. Dabei wurde ein Flammöffnungswinkel von 30° angenommen. Mit steigendem Abstand von der Austrittsöffnung nimmt außerdem die durchströmte Flächen quadratisch zu. Folglich nehmen die Strömungsgeschwindigkeiten entsprechend ab. Mit den Temperaturverteilungen aus Bild 5.7 und einem Winkel der Flamme gegen die Senkrechte von 43° , wie er in Bild 5.8 dargestellt ist sowie den daraus resultierenden beheizten Flächen lässt sich Gleichung 5.4 nach dem Wärmeübergang auflösen.

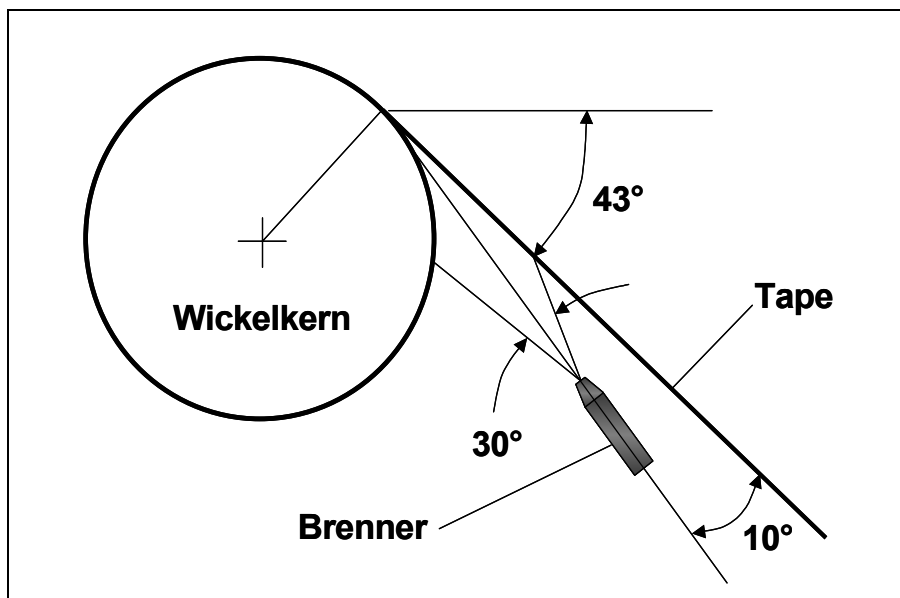


Bild 5.8: Einstellung von Brenner und Tape für die Untersuchungen zur zielgerichteten Beeinflussung von Eigenspannungen

Für die Berechnung wurden die in Tabelle 5.1 verwendeten Werte verwendet. Sie sind größtenteils temperaturabhängig. Nach Bild 5.7 ändern sie sich also auch mit

der Entfernung. Die Werte sind [90] entnommen und beziehen sich immer auf Wasserdampf, das Verbrennungsprodukt der eingesetzten Flamme.

Tabelle 5.1: Eingangsgrößen für die Berechnung des Wärmeübergangs

| Brennerabstand [m] | Temperatur bei diesem Abstand [°C] | Kinemat. Viskosität ν_D [m ² /s] | Prandtlzahl Pr/Pr_0 $Pr_0 = 0,941$ | Wärmeleitfähigkeit λ_D [W/mK] |
|--------------------|------------------------------------|---|---|---------------------------------------|
| 0,05 | 1000 | $2,8 \times 10^{-4}$ | 0,921 | 0,1633 |
| 0,054 | 1000 | $2,8 \times 10^{-4}$ | 0,921 | 0,1633 |
| 0,058 | 900 | $2,39 \times 10^{-4}$ | 0,929 | 0,1217 |
| 0,062 | 800 | $2,0 \times 10^{-4}$ | 0,937 | 0,1073 |
| 0,066 | 800 | $2,0 \times 10^{-4}$ | 0,937 | 0,1073 |
| 0,07 | 800 | $2,0 \times 10^{-4}$ | 0,937 | 0,1073 |
| 0,08 | 700 | $1,64 \times 10^{-4}$ | 0,946 | 0,0933 |
| 0,09 | 600 | $1,31 \times 10^{-4}$ | 0,956 | 0,0799 |
| 0,1 | 500 | $1,0 \times 10^{-4}$ | 0,968 | 0,0670 |

Die Austrittsgeschwindigkeit an der Düse betrug 53 m/s und die Konstante C 0,52.

Der berechnete Wärmeübergang als Produkt von α_m und Fläche ist direkt proportional zu der eingebrachten Energie. Sieht man sich Bild 5.6 und Bild 5.9 an und bedenkt die schnell abnehmende Strahlungsintensität, so wird klar, wie der Verlauf der Kurve der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit mit der eingebrachten Energie bzw. dem Brennerabstand korreliert.

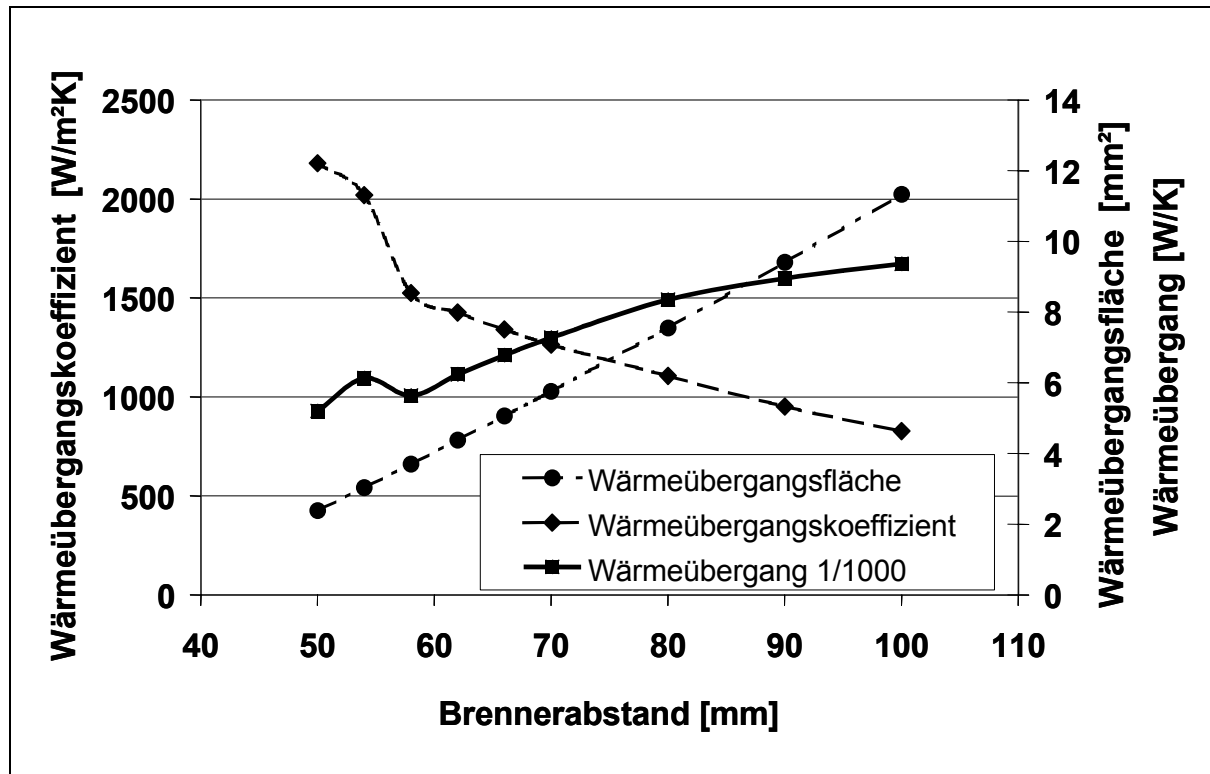


Bild 5.9: Wärmeübergang an einem quer angeströmten Zylinder als Funktion des Brennerabstands

5.3.3 Kerntemperatur und Scherfestigkeit

Die Schmelzenergie wird bei der in situ Konsolidierung immer nur lokal am momentanen Ablagepunkt eingebracht. Die in Kapitel 5.3.1 beschriebene Polymerdiffusion bedarf allerdings einer anhaltend erhöhten Temperatur, um optimal verlaufen zu können. Durch den kontinuierlichen Kontakt mit einem temperierten Kern kann die Diffusion deshalb sehr viel wirksamer beeinflusst werden, als mit der lokal wirkenden Flamme. Für die Materialien GF/PP, GF/PEEK und CF/PEEK wurden deshalb die Kerntemperaturen entsprechend der folgenden Überlegung variiert.

Änderungen in der Gefügezusammensetzung bzw. der Morphologie können bei teilkristallinen thermoplastischen Kunststoffen jeweils bei der Glasübergangstemperatur T_G , der Rekristallisationstemperatur T_{RK} , dem Beginn der Kristallitschmelze T_K oder der Schmelztemperatur T_M auftreten. Dabei ist die Rekristallisationstemperatur, die Temperatur, ab der beim Aufheizen im ungeschmolzenen Material neue Kristalle gebildet werden. Dieser oft auch kalte Kristallisation genannte Vorgang findet beim Tempern von Kunststoffen statt und soll eine weitere Volumenkontraktion im Einsatz verhindern. Die Definition des Schmelzens und der Schmelztemperatur mit vollstän-

dig geschmolzenem Kunststoff wurde bereits in 2.2.1 gegeben. Bei diesen Übergangstemperaturen herrscht ein indifferentes Gleichgewicht der Gefügestände, weswegen die Untersuchungstemperaturen jeweils zwischen zwei charakteristische Temperaturen gelegt wurden. Tabelle 5.2 zeigt die gewählten Versuchstemperaturen im Zusammenhang.

Tabelle 5.2: Kerntemperaturen im Zusammenhang mit der Morphologie

| Art | Temperatur für PP [°C] | Temperatur für PEEK [°C] |
|--|------------------------|--------------------------|
| RT | 25 | 25 |
| Kerntemperatur zwischen RT und T_G | - | 90 |
| T_G | -10 | 145 |
| Kerntemperatur zwischen T_G und T_{RK} | 50 | 155 |
| T_{RK} | - | 170 |
| Kerntemperatur zwischen T_{RK} und T_K | - | 200 / 260 |
| T_K | 115-135 | 289 |
| Kerntemperatur zwischen T_K und T_M | 140 | 300 / 330 |
| T_M | 160 | 345 |
| Kerntemperatur oberhalb T_M | 175 | - |

Bei PEEK wurden jeweils zwei Werte zwischen den charakteristischen Temperaturen untersucht, wenn die ILSS-Werte keine klare Tendenz aufzeigten. Die Kerntemperatur wurde wie in 2.1 beschrieben eingestellt. Bei Ende des Wickelprozesses wurde die Heizung ausgeschaltet und der Stahlkern samt Probekörper konnte frei abkühlen. Bild 5.10 zeigt den Einfluss der Werkzeug- bzw. Kerntemperatur auf die scheinbare interlaminae Scherfestigkeit von CF/PEEK für die beiden relevanten Brennerabstände aus Kapitel 5.3.2. Es ist deutlich zu erkennen, dass der größere Abstand deutlich höhere Werte liefert. In Übereinstimmung mit Kapitel 2.2.1 und 5.3.1 ergeben sich die besten Werte für hohe Temperaturen – gleichbedeutend mit guten Polymerdiffusionsbedingungen. Bei weiter steigender Temperatur in der Nähe der Schmelztemperatur fällt die Festigkeit deutlich ab. Vermutlich bilden sich bei Kerntemperaturen nahe der Schmelztemperatur die Kristallitstrukturen in der Matrix beim Ablegen durch eine Verschiebung des Schmelzgleichgewichts hin zur Schmelze weniger stark aus,

wobei beim anschließenden Abkühlen des gesamten Bauteils ebenfalls ungünstigere Bedingungen für die Kristallisation herrschen.

Für eine Kerntemperatur von 300 °C konnten 87 % des Autoklavwertes erreicht werden. Die Differenz liegt in einer nicht vollständig abgeschlossenen Polymerdiffusion in Verbindung mit einer Abkühlrate begründet, die noch ein Restkristallisationspotenzial offen lässt.

Die Untersuchungen zum Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit für GF/PEEK lieferten für 90 °C keinen Wert, da die Proben nicht ausreichend konsolidiert waren. Für die Kerntemperaturen von 155 °C und 170 °C konnte kein Versagen auf Scherung zwischen den Lagen detektiert werden. Vielmehr kam es zu einem plastischen Verhalten, das letztendlich zu einem Biegeversagen bei erheblichen Dehnraten führte. Einzig die Kerntemperatur von 300 °C lieferte ein klares Scherversagen mit guten Werten im Vergleich zum Autoklav. Da die Scherfestigkeit hauptsächlich matrixdominiert ist, kann davon ausgegangen werden, dass mit einer Kerntemperatur von 300 °C ebenso wie bei CF/PEEK auch für GF/PEEK die besten Werte erzielt werden können, auch wenn keine zusätzlichen Messungen erfolgten.

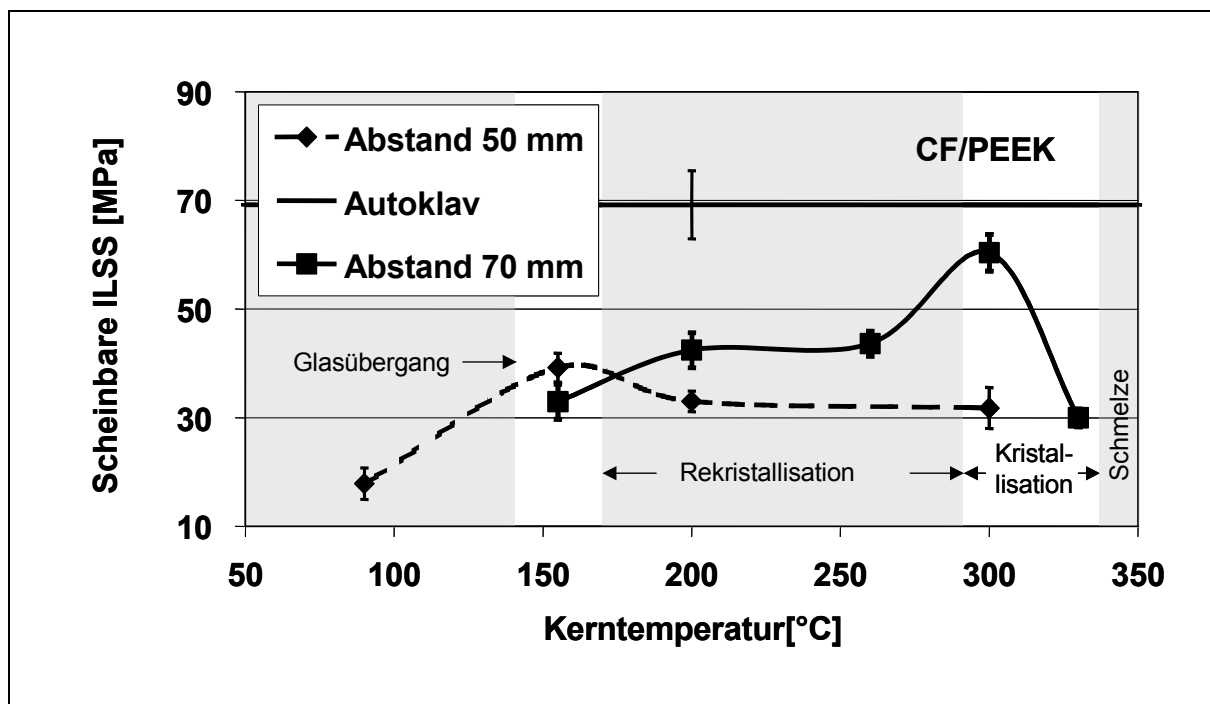


Bild 5.10: Scheinbare ILSS über der Kerntemperatur für einen Brennerabstand von 50 mm bzw. 70 mm bei CF/PEEK

In Bild 5.11 ist der Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die scheinbare interlaminiare Scherfestigkeit für GF/PP dargestellt. Aufgrund des nicht genau definierten Schmelzbegins und der nicht klar abzugrenzenden Nachkristallisation wurden hier Temperaturen zwischen Glasübergang und Schmelzbeginn untersucht sowie eine im Rekrystallisationsbereich. Eine weitere, höhere Temperatur wurde untersucht, um sicher sein zu können, dass bei noch höheren Temperaturen die scheinbare interlaminiare Scherfestigkeit wieder sinkt.

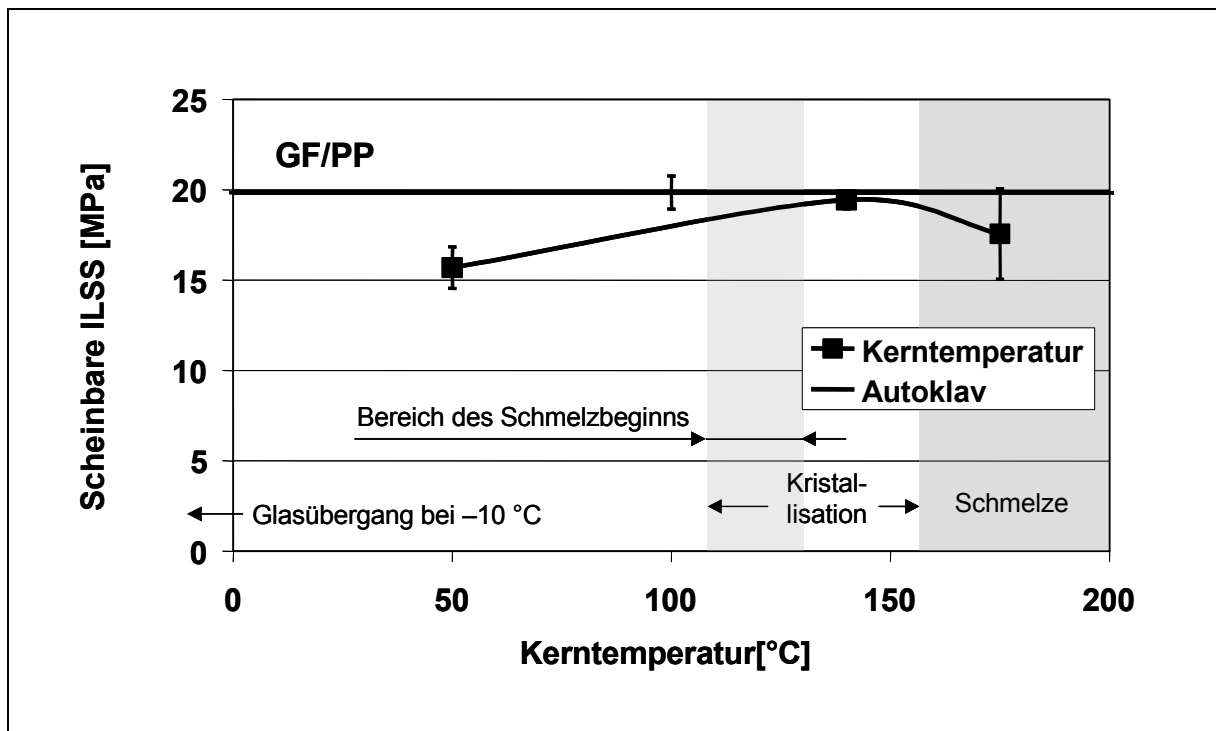


Bild 5.11: Scheinbare ILSS über der Kerntemperatur für GF/PP

Als Prozessparameter für die weiteren Untersuchungen wurden aufgrund der beschriebenen Ergebnisse für CF/PEEK, GF/PEEK und GF/PP die in Tabelle 5.3 dargestellten Parameter verwendet.

Tabelle 5.3: Kerntemperaturen und Brennerabstände für die Probenherstellung

| Material | Brennerabstand [mm] | Kerntemperatur [°C] |
|----------|---------------------|---------------------|
| CF/PEEK | 70 | 300 |
| GF/PEEK | 90 | 300 |
| GF/PP | 70 | 140 |

5.4 Lagenanzahl respektive Bauteildicke

Die annähernd lineare Zunahme der Eigenspannung mit der Bauteildicke aus Bild 5.12 zeigt, dass für eine möglichst große Bauteildicke auch die größten Eigenspannungen zu erwarten sind. Bei diesen Spannungen handelt es sich um die Eigenspannungen, die aus den unterschiedlichen thermischen Dehnungen von Faser und Matrix resultieren. Der Temperaturgradient zwischen Innen- und Außenseite des Bauteils bleibt durch das langsamere Abkühlen bei größerem Volumen bei annähernd gleicher Außenfläche für dickere Bauteile auch länger erhalten. Es ist aber auch klar zu erkennen, dass sich durch die Änderung in der Wanddicke das Eigenspannungsprofil nicht in der gewünschten Weise invertieren lässt. Wie in Kapitel 5.1 kann bei einem generell höheren Niveau der Eigenspannungen auch die ebenfalls ansteigende Änderung leichter erfasst werden, da sie betragsmäßig höher ausfällt.

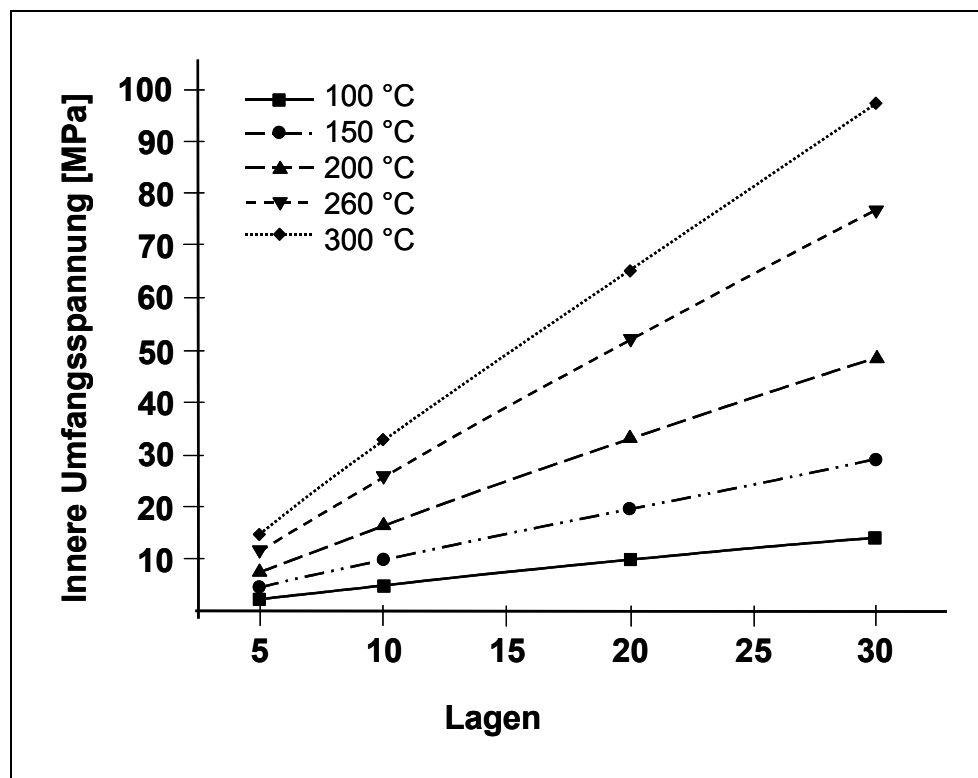


Bild 5.12: Einfluss von Kerntemperatur und Lagenanzahl (Bauteildicke) auf die Umfangseigenspannung an der Bauteilinnenseite für einen CF/PEEK Probekörper mit einem Innendurchmesser von 146 mm, freiem Abkühlen nach dem Ende des Wickelprozesses, kein Liner, ohne Aufbringen einer Bandkraft und Umfangswicklung

Für die weitergehenden Untersuchungen wurde als Kompromiss eine Lagenanzahl von +/- 10 Lagen ausgewählt. Dies bedeutet einen Lagenaufbau, bei dem eine Voll-

bedeckung als Umfangslage im Hin- und eine im Rückhub gewickelt wird, bis von beiden jeweils 10 Lagen aufgebracht wurden. Dieser Lagenaufbau kam auch bereits in den Untersuchungen in Kapitel 4.2 zum Einsatz.

5.5 Bandabzugskraft

Die Untersuchungen zum Einfluss der Bandkraft auf die Eigenspannungsbildung wurden aufgrund der in den vorangegangenen Kapiteln beschriebenen Erkenntnisse auf die Varianten eingegrenzt, die sich bereits dort als zielführend erwiesen haben. In Tabelle 5.4 sind sie nochmals zusammengefasst.

Tabelle 5.4: Fertigungsparameter für die Untersuchungen zum Einfluss der Bandkraft

| Material | Lagenanzahl | Kerntemperatur [°C] | Brennerabstand [mm] | Abkühlung |
|----------|-------------|---------------------|---------------------|--|
| CF/PEEK | +/- 10 | 300 | 70 | Abschalten der Heizung nach Wickelende und freies Abkühlen |
| GF/PEEK | +/- 10 | 300 | 90 | |
| GF/PP | +/- 10 | 140 | 70 | |

Unter diesen Bedingungen wurden mehrere Varianten der Bandkraft untersucht. Sie sind in Bild 5.13 dargestellt. Üblicherweise wird die Bandkraft auf einen moderaten konstanten Wert eingestellt, der eine gute Konsolidierung gewährleisten soll. Eine solche Variante, wenn auch mit der maximal möglichen Bandkraft von 250 N, wurde ebenso untersucht, wie eine Variante ohne Bandkraft. Bei letzterer wurde die drehmomentgesteuerte Bremse so betrieben, dass sie das Band förderte und so die Bandspannung, die aus der Reibung beim Abspulen von der Rolle entsteht, kompensiert wurde. Es stellte sich als Abzugskraft die minimale Kraft ein, die gerade noch nicht zu einem Durchhängen des Tapes führte (im Bereich von ca. 1 N). Bei dieser Variante entstehen nur Eigenspannungen aus den unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten und der thermischen Vorgeschichte des Bauteils. Diese Werte können als eine Art Referenz für unbehandelte Probekörper herangezogen werden. Der Einfluss der Bandkraft auf die Konsolidierung wurde hier zugunsten der Ergebnisse der Untersuchung des Bandkräfteinflusses auf die Eigenspannung hintergestellt. Für alle anderen Varianten wurde jeweils eine maximale Bandkraft von 250 N eingestellt. Oberhalb dieser Werte kann die verwendete Wickelanlage nicht

mehr schwingungsfrei betrieben werden, so dass eine konstante Bandspannung nicht mehr gewährleistet werden kann.

Neben den bereits erläuterten Varianten ohne Bandkraft und der mit konstanter maximaler Bandkraft wurde die Bandkraft auf zwei Arten variiert. Zum einen wurde nach jeder Lage die Bandkraft um einen bestimmten Betrag erhöht, so dass sich am Ende des Wickelvorgangs die maximale Kraft einstellte (durch die dünnen Einzellagen ist die lineare Darstellung in Bild 5.13 gerechtfertigt). Zum anderen wurde die erste Hälfte der Lagen ohne Bandkraft aufgebracht und erst dann der Maximalwert für die zweite Hälfte der Lagen eingestellt. Auf diese Weise sollte herausgefunden werden, ob sich die Art der Bandkraftänderung auf die Eigenspannungsauswirkung auswirkt, oder ob lediglich die eingebrachte Arbeit, als Fläche unter der Kurve, entscheidend ist. Die Änderung der Bandkraft erfolgte in weiteren Versuchen wie eben beschrieben nur sinkend mit der Wanddicke.

Die Messergebnisse wurden an Probekörpern ermittelt, wie sie in Kapitel 2.2.2 beschrieben sind und in Kapitel 4 angewandt wurden. Die dargestellten Eigenspannungswerte sind die Mittelwerte aus sechs unabhängigen Messungen.

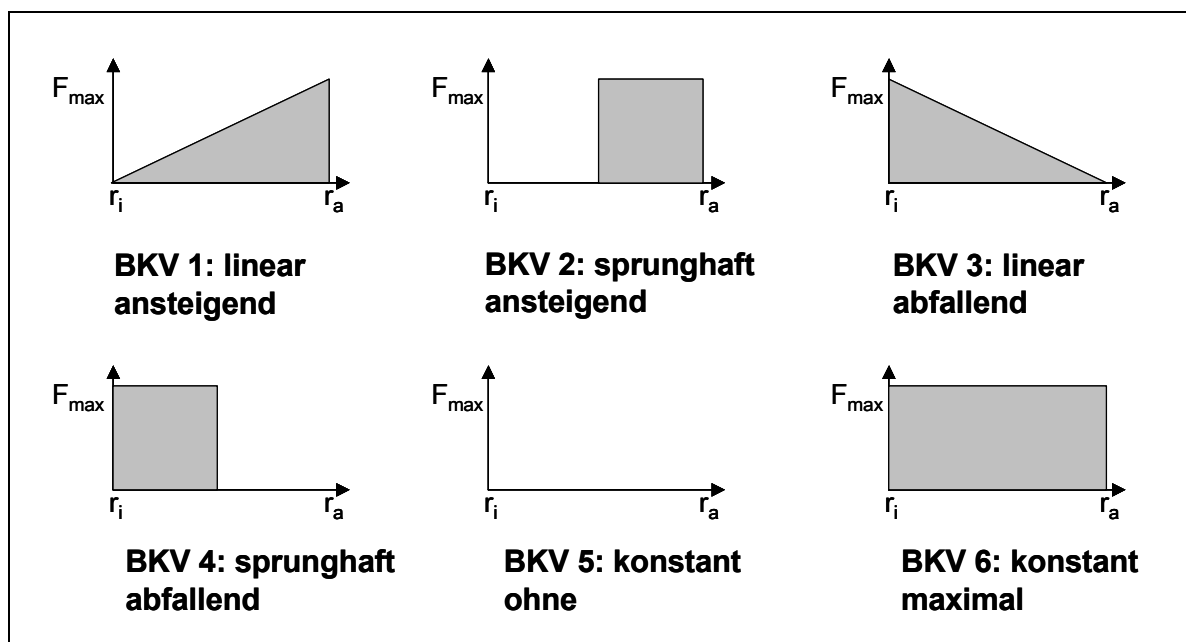


Bild 5.13: Untersuchte Bandkraftvarianten (BKV) aufgetragen über der Wanddicke zur Beeinflussung des Eigenspannungszustands. F_{\max} war jeweils 250 N, r_i gibt den Innenradius und r_a den Außenradius der Proben an

In beiden Fällen der Bandspannungsänderung wird eine Besonderheit des in situ Wickelverfahrens genutzt. Der lagenweise Aufbau führt dazu, dass tiefer liegende Schichten, wenn nicht sogar schon die letzte abgelegte Lage, erstarren und eine entsprechende Stützkraft aufbringen können. Dieser Effekt ermöglicht es, bereits erstarrte Lagen analog zu einem Liner vorzuspannen (vgl. Bild 2.5). Entsprechend wurde erwartet, dass die Varianten BKV 1 und BKV 2 zu dem optimierten Spannungsverlauf nach Bild 2.6 führen, während BKV 3 und BKV 4 den unerwünschten Zustand für mit Innendruck belastete Rohre noch verstärken dürften. Entsprechend sollten die Werte von BKV 1 und BKV 2 an der Innenseite eine Druckspannung in Umfangsrichtung und eine Zugspannung an der Außenseite aufweisen. Für BKV 3 und BKV 4 sollten sie genau entgegengesetzt ausfallen. Die gemessenen Ergebnisse wurden ebenfalls mit der Simulation nachvollzogen.

Die Ergebnisse für die Probekörper aus CF/PEEK sind in Bild 5.14 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass eine konstant hohe Bandspannung (BKV 6) ebenso wenig zu der gewünschten Invertierung der Eigenspannungen führt, wie das Wickeln ohne Bandspannung (BKV 5). Die Steigerung der Bandspannung über der Wanddicke führt nur im Fall der Variante BKV 2 zu dem gewünschten Ergebnis. Für die BKV 1 konnte keine Umkehrung des Eigenspannungsprofils erzielt werden. Die Varianten BKV 3 und BKV 4 führten durch die Überlagerung der mechanischen Vorspannung mit den thermisch bedingten Eigenspannungen erwartungsgemäß zu einer Verstärkung des unerwünschten Eigenspannungsprofils. Unterschiede für die beiden Varianten fallen gering aus, auch wenn die Untersuchungen den Schluss nahe legen, dass sich die mechanische Vorspannung bei der sprunghaften Änderung besser in Eigenspannungen überführen lässt, da die Eigenspannungswerte aus der Bandspannung höher ausfallen. Eine Tatsache, die sich - wenn auch in einer gänzlich anderen Ausprägung – auch im Scheitern der Invertierung bei BKV 1 widerspiegelt.

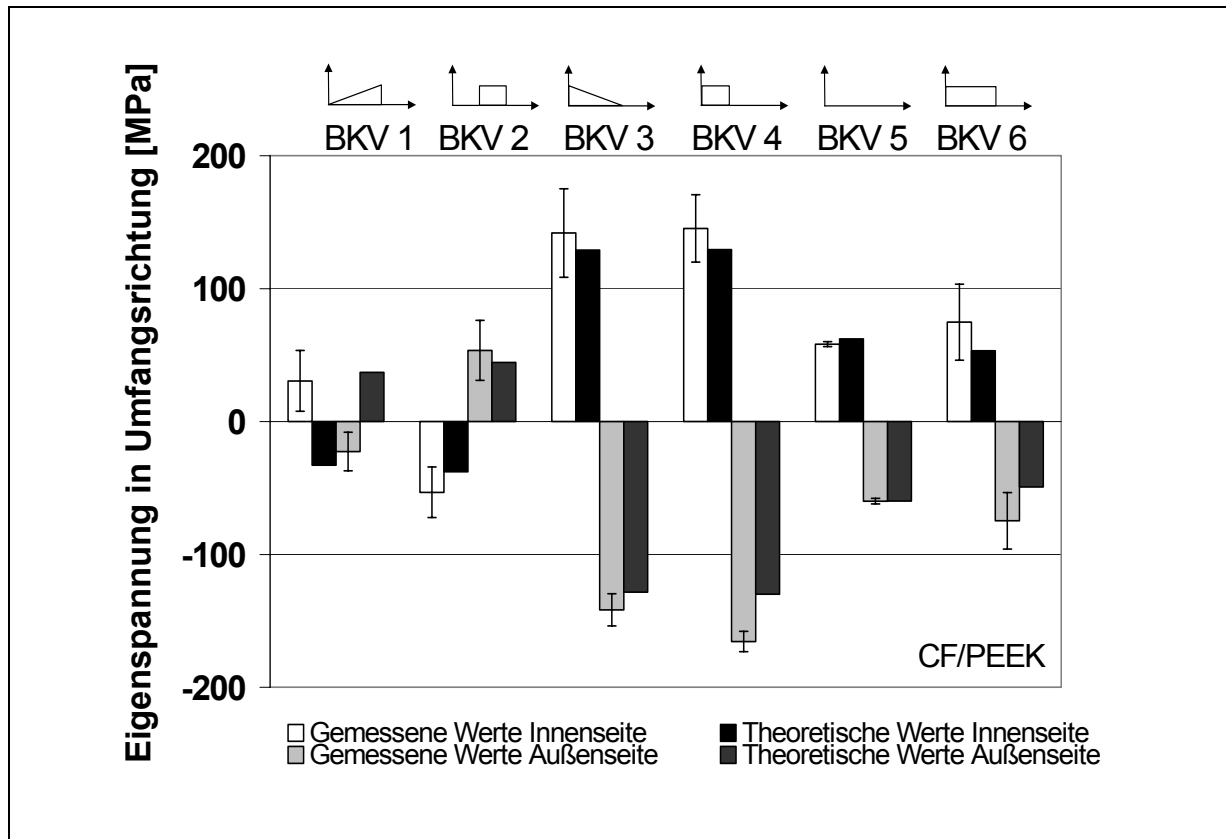


Bild 5.14: Eigenspannungswerte für CF/PEEK bei unterschiedlichen Bandkraftverläufen über der Wanddicke

Die Abweichungen zwischen den Versuchsergebnissen und der Simulation sind für BKV 2 bis BKV 6 im Bereich der Standardabweichung, was für die Qualität sowohl der Messergebnisse, als auch der Simulation spricht. Zumal, wenn man bedenkt, dass die Simulation die Kristallisationsvorgänge nicht beinhaltet und somit einen der wichtigen Entstehungsmechanismen der Eigenspannung nur sehr bedingt erfassen kann. Der Zusammenhang zwischen den mechanischen Eigenschaften der Matrix über Zeit und Temperatur und dem Grad der Verspannung zwischen Faser und Matrix kann in der Simulation nur statisch mit einer Grenztemperatur beim Abkühlen verknüpft werden. Dies ist insbesondere auch im Zusammenhang mit dem teilweisen Wiederaufschmelzen bereits abgelegter Lagen beim Legen neuer Lagen eine nicht unerhebliche Einschränkung.

In Bild 5.15 sind die Ergebnisse für Probekörper aus GF/PEEK dargestellt. Für GF/PEEK ist zu erkennen, dass BKV 1 und BKV 2 gleichermaßen eine Invertierung des Eigenspannungsprofils erreichen konnten. Die Varianten 3 und 4 führten wiederum zu einer Verstärkung der aus BKV 5 ersichtlichen thermischen Eigenspannung-

gen. BKV 6 weist keine eindeutige Aussage auf. Bei den geringen Spannungsbeträgen fallen die Abweichungen zwischen Versuchsergebnissen und Simulation hier aber besonders stark ins Gewicht. Die Übereinstimmung kann insgesamt dennoch als zufriedenstellend angesehen werden.

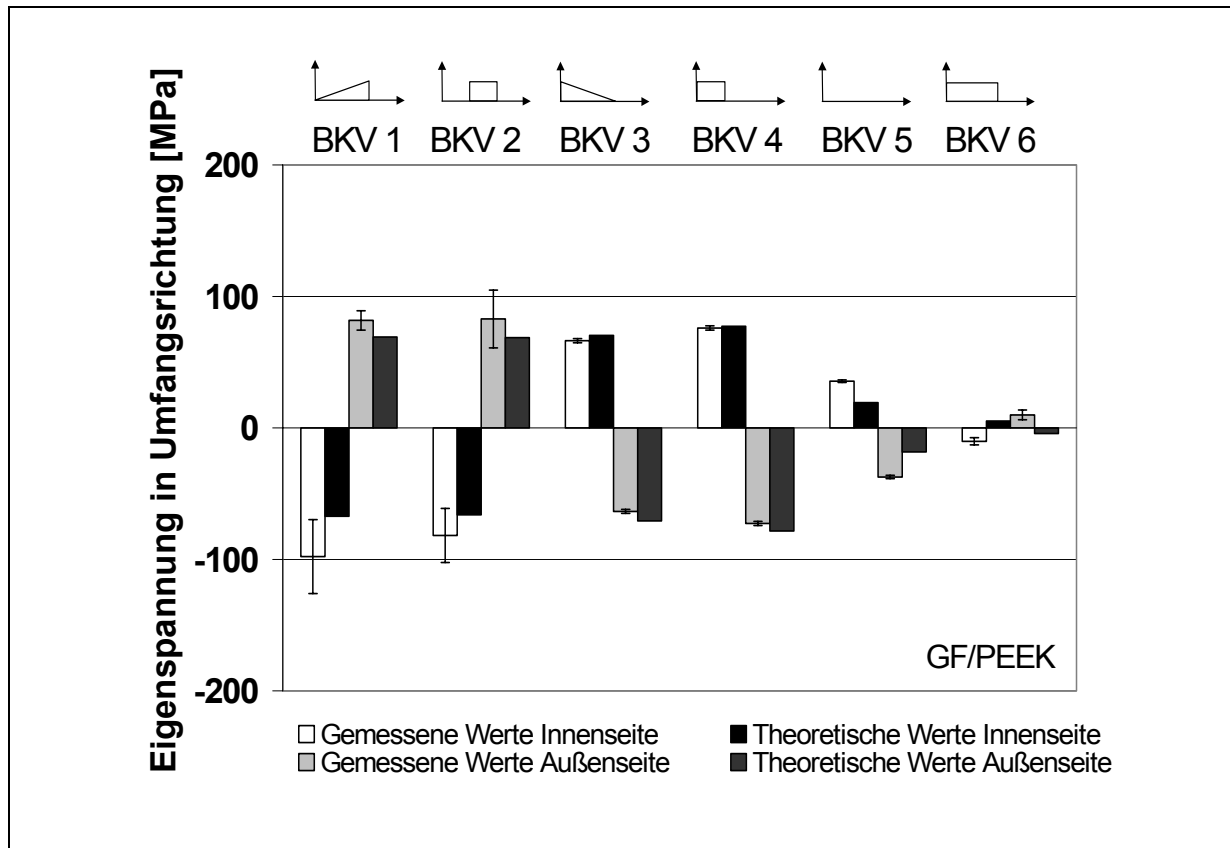


Bild 5.15: Eigenspannungswerte für GF/PEEK bei unterschiedlichen Bandkraftverläufen über der Wanddicke

In Bild 5.16 sind die Ergebnisse für die Probekörper aus GF/PP dargestellt. Die bereits bei GF/PEEK konstatierten Effekte können auch bei GF/PP beobachtet werden, auch wenn die Spannungen generell niedriger ausfallen. Lediglich BKV 6 lieferte hier keine Messwerte. Die Probekörper konnten nicht zerstörungsfrei vom Wickelkern abgezogen werden.

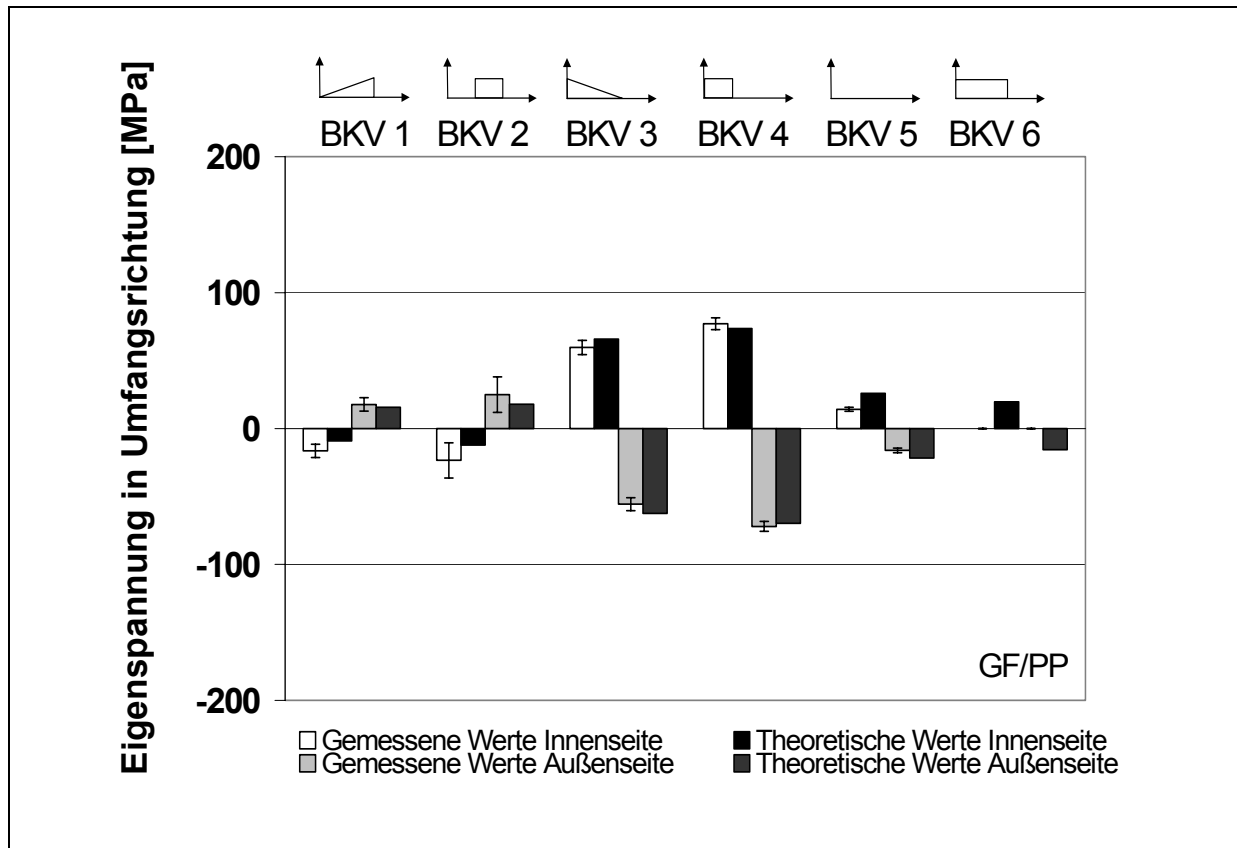


Bild 5.16: Eigenspannungswerte für GF/PP bei unterschiedlichen Bandkraftverläufen über der Wanddicke

5.5.1 Diskussion der Ergebnisse

Aus den Ergebnissen der Eigenspannungsmessung lässt sich erkennen, dass das erreichte Niveau der Eigenspannung je nach Material unterschiedlich ausfällt. Anhand der BKV 5 Werte wird deutlich, welche Eigenspannungen sich ergeben, wenn kein Einfluss auf den Wickelprozess genommen wird. Die Werte sind dann nahezu vollständig von den Materialeigenschaften abhängig. Wie bereits in Kapitel 2.2.1 erwähnt, bilden sich in diesem Fall ab einer bestimmten Temperatur beim Abkühlen aus der Schmelze die Eigenspannungen aus. Die Höhe dieser Starttemperatur und die Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten sind hauptsächlich dafür verantwortlich, wie hoch die Eigenspannungen ausfallen. Des Weiteren spielt auch der Elastizitätsmodul des FKV eine Rolle. Ganz im Sinne des Elastizitätsgesetzes ist die Spannung, die sich aus einer Dehnung ergibt, umso höher, je höher der Modul ist. Beide Faktoren sind dafür verantwortlich, dass die Werte für PEEK-basierte Proben deutlich höher ausfallen. Bei CF/PEEK-Proben führt außerdem der negative thermische Ausdehnungskoeffizient der Fasern zu nochmals höheren Werten als bei

GF/PEEK, weil hier die Differenz der Ausdehnungskoeffizienten zwischen Fasern und Matrix am größten ist.

Aus Bild 2.9 und Bild 2.11 kann man die Starttemperaturen für die Eigenspannungsbildung ermitteln. Diese Temperaturen sind die Startpunkte für die Verspannungen zwischen Faser und Matrix. Das in der Simulation zugrundegelegte Vorgehen, für jede Lage mit dem errechneten Temperaturprofil eine neue vorgespannte Schicht aufzubringen und so die resultierende Spannung zu errechnen, wird durch die Versuchsergebnisse prinzipiell bestätigt. Die Differenzbeträge erklären sich zu einem Teil aus den nicht mit einbezogenen Relaxationsvorgängen in der Matrix in radialer Richtung. Eine Abnahme des Radius führt durch die Verkürzung des Umfangs automatisch auch zu einer Abnahme der Dehnung in Umfangsrichtung und somit der Umfangsspannung. Ein anderer Effekt, der bisher nicht in die Simulation integriert wurde, ist die Kristallisation der Probekörper. Sie verursacht isoliert betrachtet je nach Kristallisationsgrad eine entsprechende Volumenabnahme der Matrix, die ebenfalls zu einem radialen Schrumpfen und somit zu einer verminderten Umfangsspannung führt. Ihre Starttemperatur ist aber auch entscheidend für den Grad der Spannungsbildung, da sie über die Temperaturdifferenz zwischen Beginn der Verspannung von Faser und Matrix und der Endtemperatur (üblicherweise Raumtemperatur) die unterschiedliche thermische Ausdehnung der beiden Komponenten bestimmt. Beide Vorgänge werden von der thermischen Historie kontrolliert, die jeder beliebige Punkt im Probekörper durchläuft. Wie bereits in Kapitel 5.5 erwähnt, geht die Simulation von einer lagenweisen Konsolidierung aus. Ist eine Lage appliziert, so erfährt sie in sich keine Änderung der Eigenschaften mehr. Mit dem erstmaligen Unterschreiten der Schmelztemperatur sind die Eigenspannungswerte fixiert. In der Realität durchläuft das abgelegte Tape aber ein wiederholtes Abkühlen und Aufheizen/Aufschmelzen und je nach Tiefe unter der Oberfläche auch unterschiedliche Abkühlraten. Der Kristallisationsgrad kann also variieren. Der in der Simulation singuläre Vorgang der Eigenspannungsbildung ist in der Realität auch durch die sich parallel ändernden Bandkräfte deutlich komplexer und kann deshalb in der Simulation nur sehr verkürzt abgebildet werden. Um das Zusammenspiel von Kernheizung und Flamme auf der Seite der Aufheizung sowie Strahlung, Konvektion und Wärmeleitung zum Kern auf der Seite des Wärmeverlusts mit der Kristallisation der einzelnen Lagen zu verknüpfen und so den realen Verhältnissen noch näher zu kommen,

müsste die numerische Simulation um eine weitere zeit-, orts- und temperaturabhängige Rückkopplung erweitert werden.

Die Diskussion der Ergebnisse gliedert sich wie folgt. Zuerst wird der Referenzwert BKV 5 behandelt, dann BKV 6, die mit der konstanten Bandspannung dem üblichen Wickeln in der Praxis entspricht. Die BKV 3 und BKV 4 mit den unerwünschten Eigenspannungsausprägungen folgen, bevor erörtert wird, wie mit BKV 1 und BKV 2 eine Invertierung der Eigenspannungen hin zu den gewünschten Zuständen möglich ist.

Wie bereits erwähnt, kann aus den BKV 5 Versuchen abgelesen werden, welche Eigenspannungen sich für die Materialien und die geschilderten Prozessbedingungen ohne Einflussnahme durch die Bandspannung einstellen. Bringt man eine Bandspannung auf, so überlagert sich diese mechanische Dehnung mit den thermischen Dehnungen aus der Eigenspannung (unterhalb der Starttemperatur). Da die Tapes bei der Ablage komplett aufgeschmolzen werden, wird die Bandspannung nur von den Fasern in das Bauteil eingebracht. Je länger die Zeit bis zur einsetzenden Erstarrung ist, desto mehr der Spannung kann durch radiales Absinken in der viskosen Matrix relaxieren. Das Fließen findet seine Grenzen, wenn die Matrix die Verfestigungstemperatur (Starttemperatur) unterschreitet oder wenn die Faserpackung die hexagonale Schichtung einnimmt und ein weiteres Nachgeben trotz verbleibender Matrix in den Zwischenräumen zum Ende kommt. Es kann also bei einem bestimmten Faser-Volumengehalt nur ein endlicher Betrag an Eigenspannung abgebaut werden.

Durch eine konstante Bandspannung, wie sie in BKV 6 verwendet wurde, kann keine Umkehr des Eigenspannungsverlaufs über der Wanddicke erreicht werden. Geht man davon aus, dass die Bandspannung in den Lagen (mindestens zu einem großen Teil) erhalten bleibt – eine Prämisse für ein erfolgreiches Umkehren des Eigenspannungsprofils – so überlagert sich eine Zugeigenspannung an der Bauteilinnenseite mit einer Druckspannung aus der Bandspannung im Bauteil. Eine Superposition kann zu einer Druckspannung führen. Da aber im gesamten Bauteil die Fasern gleich stark vorgespannt sind, stellt sich beim Entfernen des Kerns ein Balance-Effekt ein, da die Gegenkraft des Kerns jetzt fehlt. Die resultierenden Eigenspannungswerte an Innen- und Außenseite sind hier recht gering.

Der Gradient der Bandspannung bei BKV 3 und BKV 4 führt zu einer weiteren Verstärkung der für innendruckbelastete Bauteile ungewünschten thermischen Eigenspannungen. Wobei der sprunghafte Bandspannungswechsel von BKV 4 jeweils zu noch höheren Werten führt als die Steigerung mit jeder neuen Lage. Es ist davon auszugehen, dass die schlagartige Erhöhung der Bandspannungen weniger Spielraum für Relaxationsvorgänge lässt, als die Erhöhung in kleinen Schritten, da die bereits verfestigten Bereiche hier einen größeren Raum einnehmen und somit einen höheren Widerstand gegen die Kompressions- und Fließvorgänge, die zur Relaxation führen, aufbringen können. Für die CF/PEEK-Proben fallen die Werte generell höher aus, weil die negative Ausdehnung der Fasern im schwächer oder gar nicht vorgespannten Außenbereich grundsätzlich in die Richtung einer Druckspannung an der Außenseite arbeitet, sobald sich das Bauteil abkühlt, und somit diesen Effekt noch verstärkt. So gestaltete Bauteile weisen ein Eigenspannungsprofil auf, das sich für eine Außendruckbelastung eignet.

Betrachtet man die BKV 1 und BKV 2 Werte für GF/PP und GF/PEEK, so findet sich hier ebenfalls der Effekt des stufenweisen Relaxierens, wie er bereits bei BKV 3 im Vergleich zu BKV 4 festgestellt wurde. Er nimmt jedoch keine großen Werte an. Die Umkehr zu einem Eigenspannungsprofil, wie es in Bild 2.6 dargestellt ist, konnte mit einer Ausnahme erreicht werden. Die makroskopische Verspannung von Lagen innerhalb des Bauteils führte zu dem gewünschten Eigenspannungszustand. Für die Probekörper aus CF/PEEK schlug die Umkehr des Eigenspannungsprofils allerdings fehl. Es gelang nicht, die bereits abgelegten Lagen durch die nachfolgenden elastisch zu komprimieren. Die Spannung relaxierte bis auf ein Maß, das der Differenz zwischen den gemessenen Werten für BKV 1 und BKV 5 entspricht. Offensichtlich führte die Kerntemperatur von 300 °C in Verbindung mit der kürzeren Distanz für den Brenner gegenüber den GF/PPEK-Proben dazu, dass die Starttemperatur der Kristallisation nicht rechtzeitig unterschritten wurde. Entsprechend veränderte Verhältnisse, wie z.B. ein geringfügig größerer Brennerabstand, sollten hier Abhilfe schaffen können. In Bild 5.17 ist die Erwärmung für verschiedene Laminatdicken dargestellt. Als Grundlage der Berechnung dient der in Bild 5.9 dargestellte Wärmeübergang in W/K und die durch die Flamme beheizte Oberfläche auf dem Kern, so wie sie für die in Kapitel 5.3.2 für die jeweiligen Brennerabstände definiert wurde. Beide werden mit der in Bild 5.7 festgestellten Temperaturverteilung dazu herangezogen, die Tempera-

turen der Substratmasse gemittelt über das entsprechende Volumenelement in Abhängigkeit von der Wickelgeschwindigkeit und der Substratdicke zu bestimmen. Zu diesem Zweck werden zusätzlich zu den in Kapitel 5.3.2 ermittelten Werten die in Tabelle 5.5 aufgelisteten Kennwerte verwendet. Sie stammen aus [26, 27, 94] und waren entweder direkt verfügbar oder wurden mit Hilfe der Mischungsregel bestimmt.

Tabelle 5.5: Kennwerte für die Ermittlung der Aufheizung des Subtrats beim Wickeln

| | CF/PEEK | GF/PEEK |
|---|------------------------|------------------------|
| Wickelgeschwindigkeit [m/min] | 8 | 8 |
| Lagendicke [mm] | 0,16 | 0,16 |
| Brennerabstand [mm] | 70 | 90 |
| Kerntemperatur [°C] | 300 | 300 |
| Wärmekapazität [J/kgK] | 1100 | 705 |
| Wärmeleitfähigkeit [W/mK] | 4,92 | 0,67 |
| Temperaturleitfähigkeit [m ² /s] | 2,8 x 10 ⁻⁶ | 4,7 x 10 ⁻⁸ |

Nach Gleichung 5.5 können damit für eine Wickelgeschwindigkeit von 8 m/min die Temperaturen für den entsprechenden stationären Volumendurchsatz infolge der Drehbewegung berechnet werden.

$$\dot{Q} = c_p \cdot \dot{m} \cdot \Delta T \quad (5.5)$$

Wobei \dot{Q} die Wärmemenge, c_p die Wärmekapazität und \dot{m} der Massendurchsatz ist, wie er sich für die Verhältnisse in Bild 5.8 ergibt. Die angegebenen Temperaturen stellen einen Mittelwert für das gesamte Volumenelement dar, das eine Starttemperatur von 300 °C (Kerntemperatur) aufweist. Im laufenden Wickelprozess mit ständiger Heizung des Kerns auf 300 °C und konstanten Geschwindigkeiten herrschen stationäre Bedingungen bezüglich des Massenstroms und der eingebrachten Energie, wenn man die durch die Flamme beheizte Fläche von einem nicht mitrotierenden Punkt aus betrachtet.

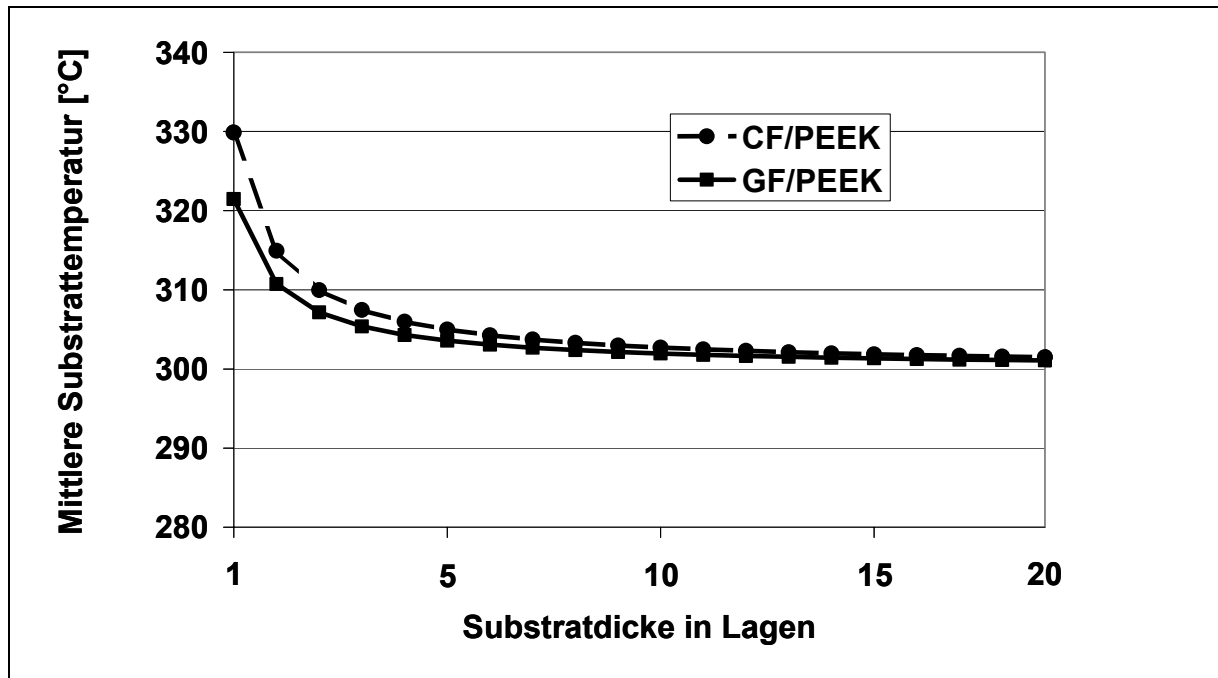


Bild 5.17: Mittlere Substrattemperaturen in Abhängigkeit von der Substratdicke für CF/PEEK und GF/PEEK unter Berücksichtigung der Herstellungsbedingungen

Es ist zu erkennen, dass sich für diese Bedingungen bei den GF/PEEK-Proben für eine Lage eine Temperatur von 321 °C einstellt, während bei CF/PEEK eine Temperatur von 330 °C vorliegt. Betrachtet man die Kristallisationsbedingungen in diesem definierten Volumenelement, in dem sich nach der Rechnung eine konstante Temperatur einstellt, und erinnert sich nochmals an Bild 2.9, so kann man für diese Bedingungen eine Starttemperatur der Kristallisation – und somit der Eigenspannungsbildung – von ca. 325 °C für die konstanten Temperaturen im betrachteten Volumenelement ermitteln. Vor diesem Hintergrund ist klar, dass es im CF/PEEK-Laminat nicht zu einer unmittelbaren Ausbildung von Eigenspannungen kommen kann, wohl aber bei GF/PEEK.

Für die BKV 2 Proben aus CF/PEEK ist dieses Phänomen nicht so stark ausgeprägt, da hier die Relaxation zwar auch in jeder Lage auftritt, aber von dem hohen Ausgangsbetrag ein immer noch hoher Betrag für die Eigenspannungsbildung zur Verfügung steht. Bei BKV 1 hingegen werden die schrittweise steigenden Ausgangsbeträge im Verhältnis deutlich stärker dezimiert. Betrachtet man die exemplarischen Darstellungen in Bild 5.18 und Bild 5.19 für die beiden Bandkraftvarianten und für willkürlich angenommene Relaxationen der zur Eigenspannungsbildung zur Verfügung stehenden Bandkraft, so wird dieser Zusammenhang deutlich.

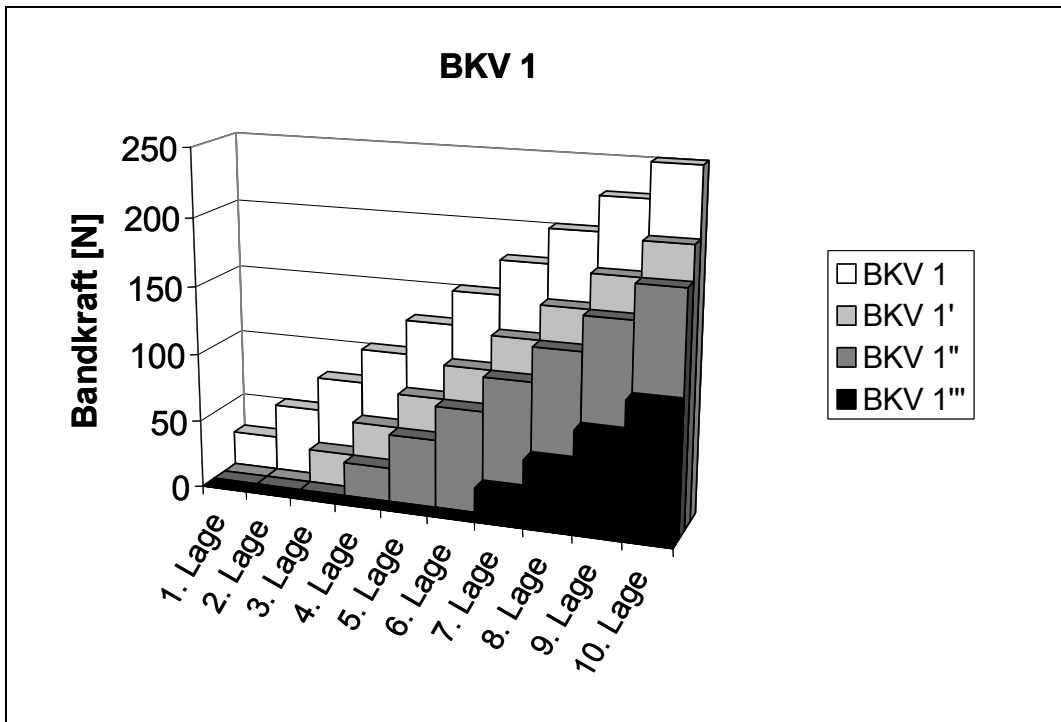


Bild 5.18: Bandkraftzunahme für BKV 1 bei verschiedenen willkürlich angenommenen Relaxationsgraden (BKV 1 keine Relaxation, BKV 1' Relaxation von 50 N, BKV 1'' Relaxation von 75 N, BKV 1''' Relaxation von 150 N)

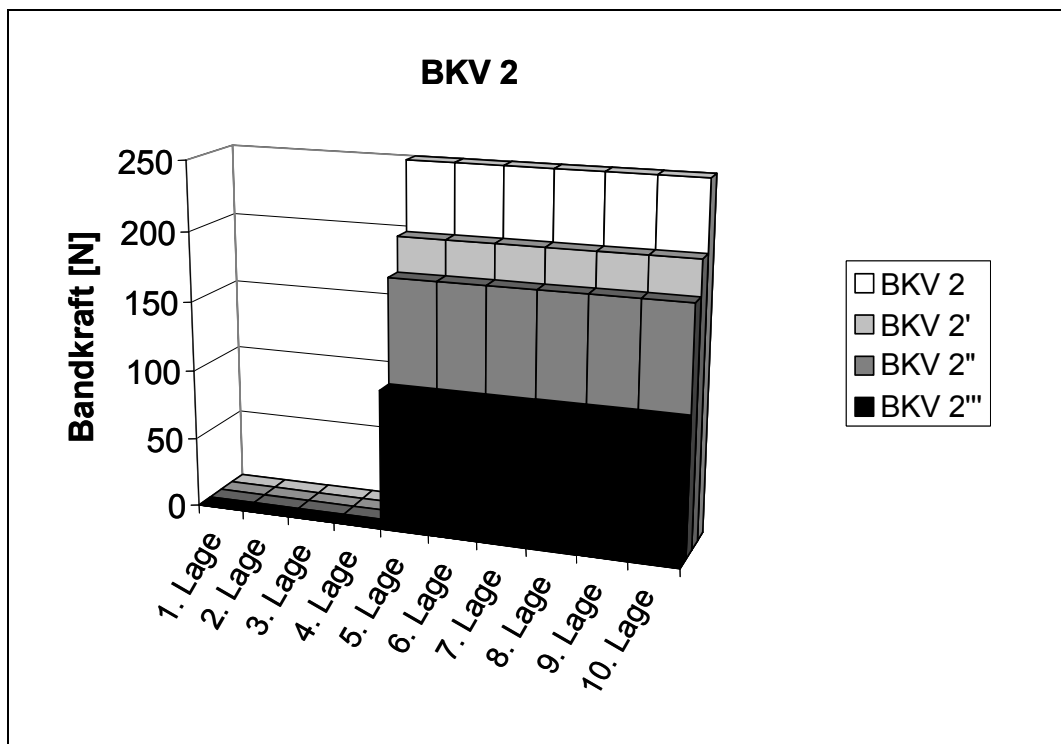


Bild 5.19: Bandkraftzunahme für BKV 2 bei verschiedenen willkürlich angenommenen Relaxationsgraden (BKV 2 keine Relaxation, BKV 2' Relaxation von 50 N, BKV 2'' Relaxation von 75 N, BKV 2''' Relaxation von 150 N)

Unterstellt man ein Wirkprinzip bei dem gleiche Flächeninhalte unter den Bandkraftverläufen zu gleichen Eigenspannungsbeträgen führen würden, so ergäbe sich z.B. für BKV 1'' zu BKV 2'' ein Flächenverhältnis (Verhältnis induzierter Eigenspannung) von nur noch 1 zu 2.

An dieser Stelle sei ausdrücklich darauf hingewiesen, dass in Bild 5.17 Temperaturen für Volumenelemente der genannten Lagendicke dargestellt sind. Dies bedeutet aber, dass die für Lage 1 ermittelten Temperaturen für jede neu aufgebrachte Lage dieser Dicke wieder gelten, da sie wieder auf ein Substrat der Ausgangstemperatur von 300 °C abgelegt werden. Aus Bild 5.17 wird auch deutlich, dass doppelt so dicke Tapes im Fall von BKV 1 bei CF/PEEK ebenso zu einer erfolgreichen Eigenspannungseinbringung führen müssten, wie ein größerer Brennerabstand oder eine Reduktion des Gasvolumens. Dies wäre auch für die nicht so stark ausgeprägten Relaxationserscheinungen bei BKV 2 mit CF/PEEK der Fall.

Im realen Prozess schwankt die Temperatur der Lagen aber deutlich. In Bild 5.20 wurde eine Simulation der Lagentemperatur eines Wickelvorgangs für einen CF/PEEK-Probekörper durchgeführt. Die Kerntemperatur betrug dabei 285 °C und die Aufheiztemperatur für eine komplette Lage beim Aufbringen 370 °C. Es ist zu erkennen, dass die Abkühlraten am Anfang sehr hoch liegen. Diese Erkenntnis sollte wohl auch für die Temperaturen im Versuch korrekt sein. Ruft man sich nun nochmals Bild 2.9 ins Gedächtnis, so wird deutlich, dass hohe Abkühlraten die Relaxation begünstigen, da der Kristallisationsstart erst später eintritt. Hier ergibt sich zudem in Übereinstimmung mit der Aussage in Bild 5.17, dass GF/PEEK eine geringere Relaxation aufweisen sollte, da es aufgrund seiner thermischen Eigenschaften langsamer abkühlen wird und somit früher die Starttemperatur für die Kristallisation erreicht.

Für die BKV 2 kann festgehalten werden, dass sich mit dieser Variante der Bandkraftaufbringung, die in Kapitel 1.2 als Ziel der Arbeit ausgegebene Umkehr des Eigenspannungsprofils hin zu einer Ausprägung mit strukturellem Nutzen, bewerkstelligen lässt. Für alle drei Materialien gelingt die Umkehr. Die Werte der CF/PEEK-Proben fallen wiederum geringer aus als die für GF/PEEK (siehe auch BKV 3 und BKV 4), weil die Fasern diesmal an der Außenseite durch ihre positive Ausdehnung einen Teil der Spannungen beim Abkühlen wieder abbauen. Hierbei sei nochmals ins Gedächtnis gerufen, dass sich die Bandspannung beim Aufschmelzen des Tapes

alleine über die Fasern überträgt. Es kommt also nicht zu einer gemeinsamen Überlagerung von thermischer und mechanischer Spannung von Faser und Matrix im Nip-Point. Deshalb kann die Matrix auch der Verringerung der Vorspannung durch die negative thermische Ausdehnung der Fasern nicht entgegen wirken. Sie tritt erst wieder in den Superpositionsprozess ein, wenn die Starttemperatur unterschritten ist. Bei den GF/PP-Proben mit ihrem relativ geringen Faser-Volumengehalt kommt es durch die schlagartig einsetzende hohe Bandspannung zu erheblichem Matrixfließen und somit zu einer hohen Relaxation durch Fasersinken, was sich in den vergleichsweise geringen Werten niederschlägt.

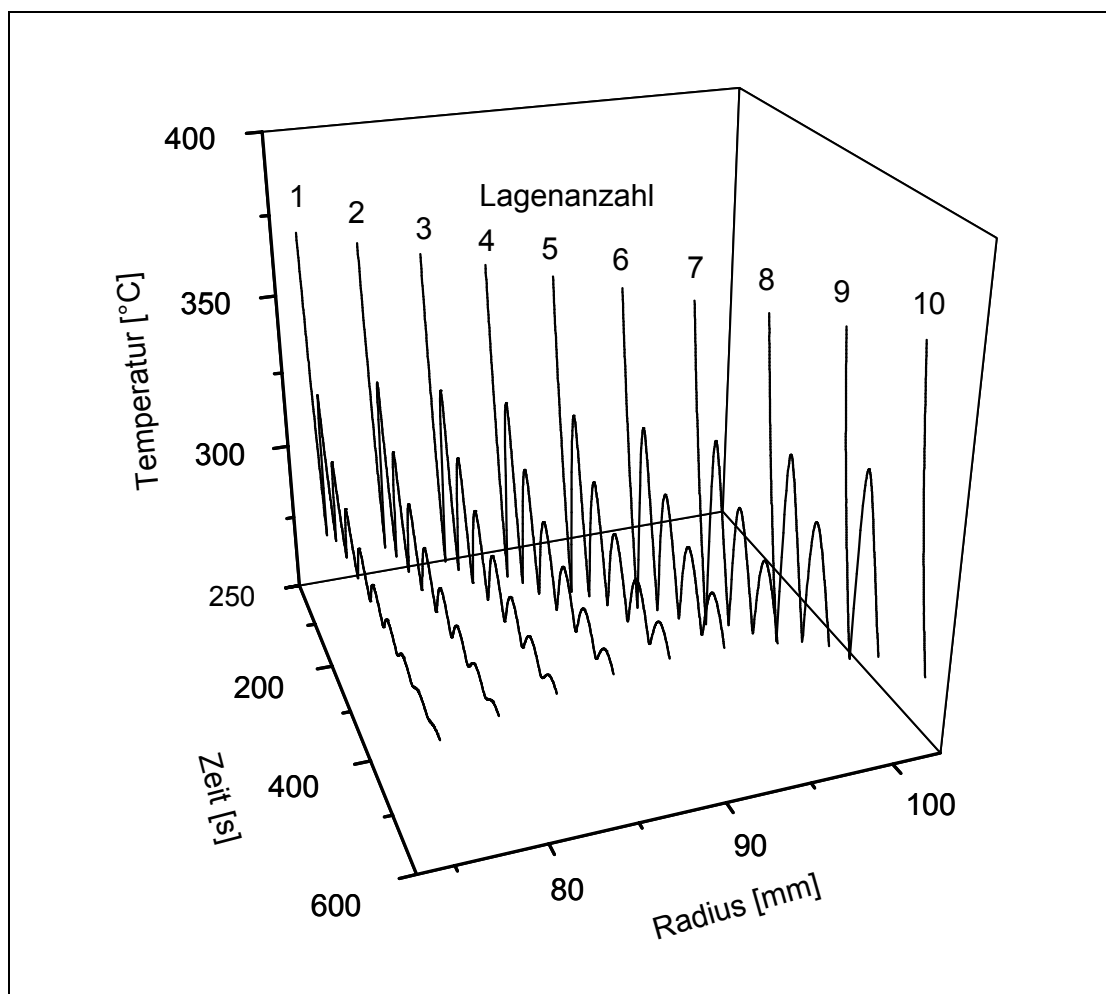


Bild 5.20: Temperaturverlauf in den Lagen für CF/PEEK Probekörper mit 10 Umfangslagen für eine Kerntemperatur von 285 °C und eine Aufheiztemperatur von 370 °C

5.5.2 Auswirkungen auf die Laminatbeschaffenheit

In Kapitel 5.5.1 wurden die Zusammenhänge zwischen den Bandkraftverläufen und den resultierenden Eigenspannungen erläutert und beschrieben. Im Folgenden wird nun der Einfluss der unterschiedlichen Bandkraftvarianten auf die Beschaffenheit des Laminats diskutiert. Wie bereits in Kapitel 5.3 gilt es auch hier, das Ziel einer guten Konsolidierung mit dem der Eigenspannungsbeeinflussung abzugleichen. Die erwünschten Eigenspannungen mit strukturellem Nutzen sollen die Materialqualität im Bauteil nicht negativ beeinflussen. Die Beurteilung der Bauteilqualität erfolgt in den Kategorien Oberflächenbeschaffenheit und Laminat- bzw. Konsolidierungsqualität. Bei der Oberfläche sind die Unterschiede für unterschiedliche Bandspannungen vergleichsweise gering. Hier sind es vor allem die Materialkombination und der Faser-Volumengehalt, die einen Einfluss auf die Oberfläche haben.

In Bild 5.21 sind herausgetrennte Segmente von GF/PP-, CF/PEEK- und GF/PEEK-Ringproben dargestellt, die mit BKV 2 hergestellt wurden.

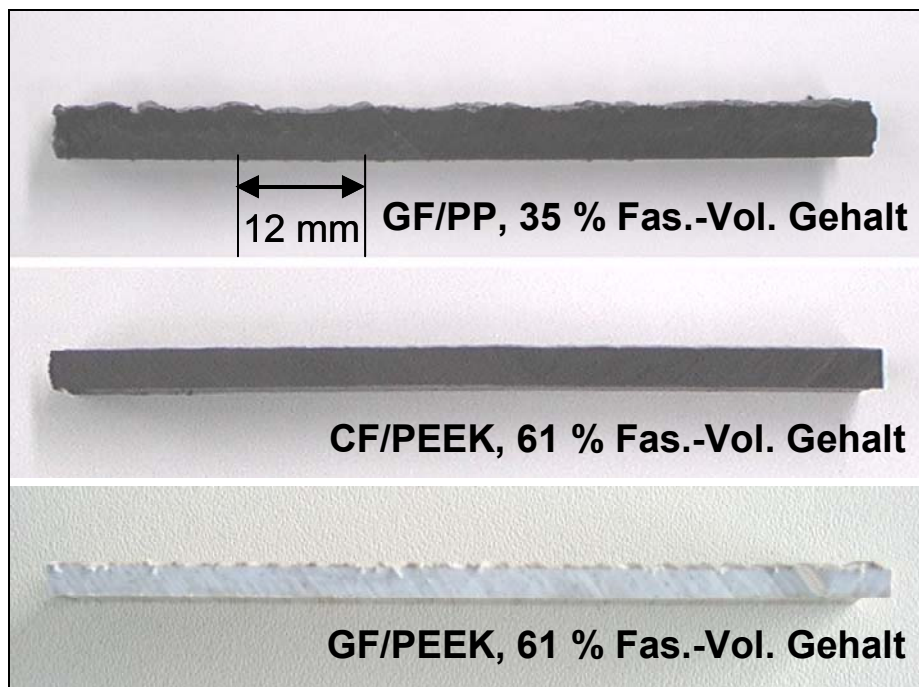


Bild 5.21: Segmente von GF/PP (oben), CF/PEEK (mitte) und GF/PEEK (unten) Proben zur Verdeutlichungen der Oberflächenqualitäten. Alle wurden mit 12 mm breiten Tapes und BKV2 hergestellt

Es handelt sich um eine Draufsicht der Schnittflächen. Die Oberflächenqualität der CF/PEEK-Probe ist für ein Thermoplastwickelbauteil sehr gut. Für GF/PEEK kann sie

immer noch als gut bezeichnet werden. Beide Materialkombinationen weisen einen Faser-Volumengehalt von 61 % auf, so dass es ohnehin nicht zu übermäßigem Matrixfließen kommen kann. Die Oberfläche der GF/PP-Probe ist angesichts des geringen Faser-Volumengehalts von nur 35 % immer noch von relativ guter Qualität. Man kann aber schon deutlich erkennen, dass die zunehmende Bandspannung einen Teil der Matrix an die Oberfläche herausgedrückt hat, wo sie sich am Rand des gerade abgelegten Tapes als umlaufender Wulst sammelt. Für diesen Fall gilt es zu überlegen, ob die Bandspannung so weit gesenkt werden kann oder muss, bis sich kein Fließen mehr ergibt, oder ob eine Zunahme des Faser-Volumengehalts im eigentlichen Bauteil toleriert werden kann und man sich mit einer Nachbehandlung behilft. Dies kann z.B. durch Abdrehen oder Schleifen geschehen.

Die Laminatbeschaffenheit wird anhand von ausgewählten Schlibfbildern der verschiedenen Materialkombinationen und Bandkraftverläufe beurteilt. Es handelt sich durchgängig um Aufnahmen, die mit einer Vergrößerung von 25:1 unter einem Auflichtmikroskop vom Typ Leitz Aristomat und mit der Bildauswertesoftware a4i Analysis ProGres gemacht wurden. Sie sind nach Bandkraftverläufen geordnet und jeweils von links nach rechts nach den Materialien CF/PEEK, GF/PEEK und GF/PP zugeordnet. Eine lichtmikroskopische Auswertung des Faser-Volumengehalts wies nicht die erforderliche Sicherheit auf und wurde deshalb nicht weiter verfolgt. Die Proben wurden so präpariert, dass die Fasern der Umfangswicklung senkrecht in die Bildebene hineinragen.

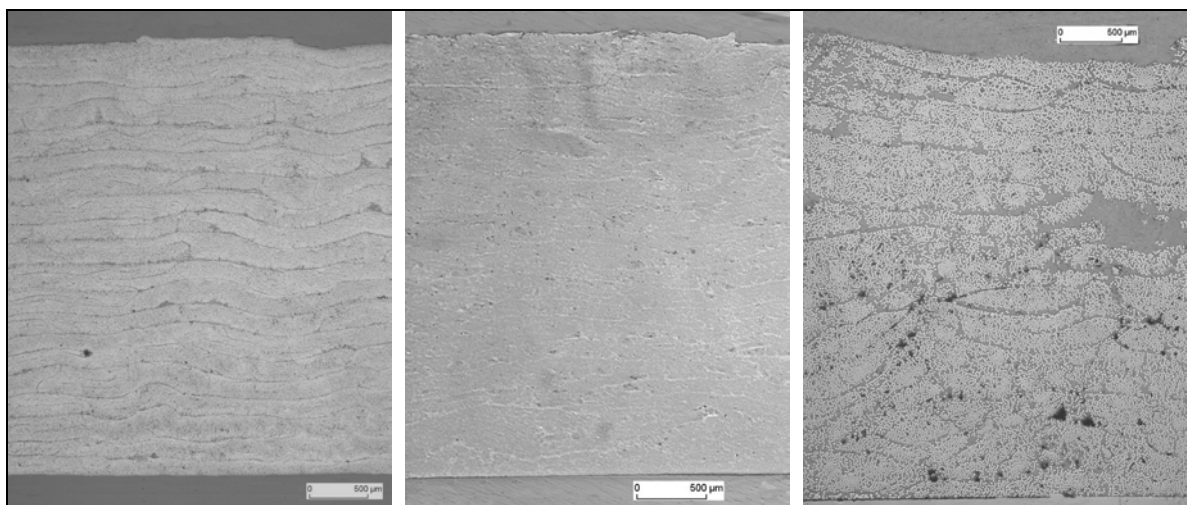


Bild 5.22: Schlibfbilder von Proben der BKV 1. CF/PEEK (links), GF/PEEK (mitte), GF/PP (rechts) mit von unten nach oben steigender Wanddicke

In Bild 5.22 kann man erkennen, dass die Laminatqualität für die beiden PEEK-basierten Halbzeuge relativ gut ist. Sie weisen einen geringen Porengehalt auf und eine gute Konsolidierung zwischen den einzelnen Lagen. Es kommt nur zu geringen Ondulationen (im Schliffbild als Wellen zu erkennen). Die Probe aus GF/PP zeigt dagegen, dass die mangelnde Bandkraft in den unteren Lagen (im Bild unten) nicht ausreicht, um Lufteinschlüsse beim Konsolidieren aus dem Laminat heraus zu transportieren. Die Ablage bei einer geringen Bandkraft lässt einen relativ großen Spielraum für thermisch getriebene Ondulationen, die in der frei beweglichen Matrix umso ausgeprägter sind, je höher der Matrixanteil ist. Das Relaxieren der Eigenspannung für CF/PEEK bei BKV 1 lässt sich nicht eindeutig in den Schliffbildern erkennen, auch wenn der höhere Grad der Faserondulation bei CF/PEEK ein Indiz dafür sein könnte.

In Bild 5.23 sieht man für BKV 2 ähnlich gute Werte wie für BKV 1 bezüglich des Porengehalts. Auch sind keine Delaminationen zwischen den Lagen zu erkennen. Die äußeren Lagen mit der hohen Bandspannung liegen deutlich gestreckter vor, als die inneren, die ohne Bandspannung aufgebracht wurden. Hier führte die Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Tapes zu einer Faserondulation vorrangig in Umfangsrichtung (in Tiefenrichtung des Bildes), die sich im Schliffbild als Welligkeit in Querrichtung darstellt. Das vollständige Fehlen mechanischer Vorspannung in den unteren Lagen ist nicht der alleinige Grund für die Ondulation. Es ist vielmehr die Kombination mit den später aufgetragenen vorgespannten Außenlagen, die eine Volumenänderung in radialer Richtung blockieren. Für die GF/PP-Probe stellt sich eine Verbesserung beim Porengehalt ein, dafür ist der Laminataufbau erheblich schlechter.

In Bild 5.24 erkennt man für den BKV 3, dass sich im Teil, der mit einer hohen Bandspannung gewickelt wurde, sowohl für CF/PEEK, als auch für GF/PEEK und GF/PP eine gute Laminatqualität mit geringem Porengehalt einstellt.

Mit der Abnahme der Bandkraft bei steigendem Radius nehmen die bereits beobachteten Ondulationen, vor allem aber der Porengehalt zu. Für BKV 3 kommt hier erschwerend hinzu, dass die Lagen mit geringer werdender Bandkraft im Gegensatz zu BKV 1 und BKV 2 nicht nochmals durch die nachfolgenden Lagen kompaktiert werden. Entsprechend schlecht sind die Ergebnisse ohne diese Nachkompaktierung.

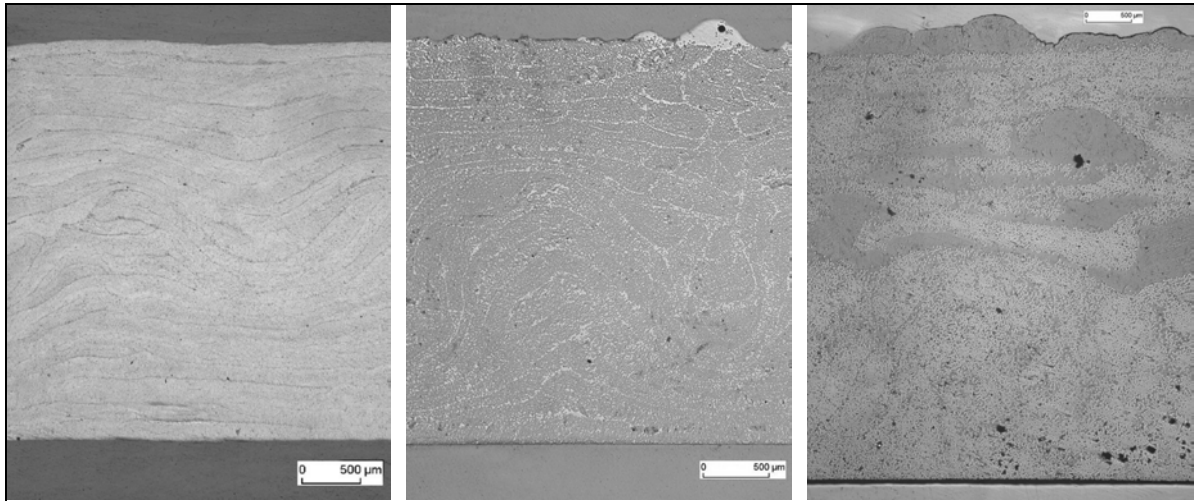


Bild 5.23: Schliffbilder von Proben der BKV 2. CF/PEEK (links), GF/PEEK (mitte), GF/PP (rechts) mit von unten nach oben steigender Wanddicke

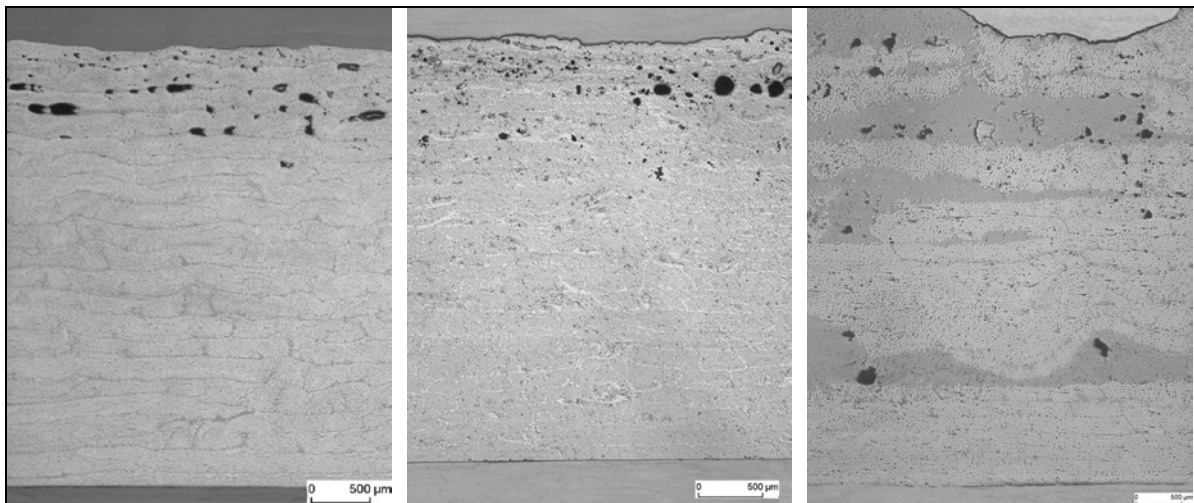


Bild 5.24: Schliffbilder von Proben der BKV 3. CF/PEEK (links), GF/PEEK (mitte), GF/PP (rechts) mit von unten nach oben steigender Wanddicke

Die in Bild 5.24 beobachtete Tendenz zu ungenügender Konsolidierung verstärkt sich in Bild 5.25 nochmals deutlich. Die inneren Lagen mit konstanter, hoher Bandspannung weisen eine gute Qualität auf, während die äußeren Lagen ohne jegliche Bandspannung, insbesondere bei CF/PEEK keine vernünftige Anbindung mehr untereinander besitzen. Die in Kapitel 5.3.1 beschriebene Notwendigkeit einer Konsolidierungskraft wird hier überdeutlich.

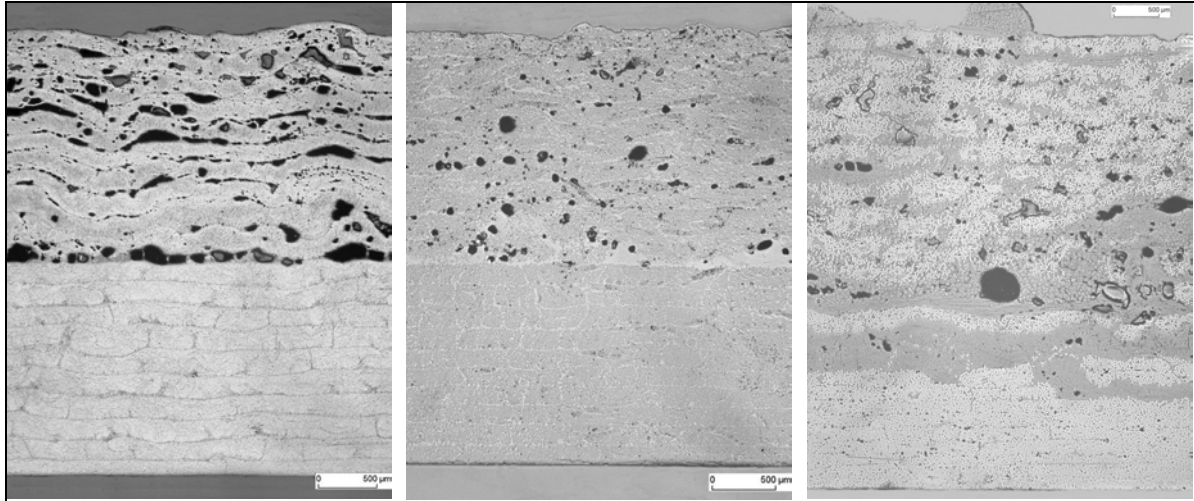


Bild 5.25: Schliffbilder von Proben der BKV 4. CF/PEEK (links), GF/PEEK (mitte), GF/PP (rechts) mit von unten nach oben steigender Wanddicke

Die in Bild 5.26 für BKV 5 dargestellten Lamine bestärken die eben genannte Einschätzung der Bedeutung der Bandkraft. Sie sollte nicht zu stark herabgesetzt werden, da die Konsolidierungsvorgänge sonst nicht mehr in der gewünschten Weise stattfinden können. Insbesondere die Porenverdrängung während der Fertigung findet ohne Bandkraft nicht statt. Die CF/PEEK-Proben weisen zwar beim Wickeln ohne Bandspannung eine noch vertretbare Qualität auf. Die GF/PEEK-Proben scheiden allerdings aufgrund ihres Porengehalts ebenso wie die GF/PP-Proben als technisch anwendbare Varianten aus. Durch den fehlenden Gradienten der Bandkraft mit sich änderndem Radius kommt es hier nicht zu der Faserondulation durch Behinderung der thermischen Ausdehnung, wie sie für BKV 2 beobachtet wurde. Es handelt sich bei dem Ausschlusskriterium also folglich nicht um ein Problem der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten von Faser und Matrix, sondern um ein makroskopisches Phänomen in direktem Zusammenhang mit der sich ändernden Bandkraft.

Wie bereits in Kapitel 5.5 erwähnt, konnten die Probekörper für GF/PP für BKV 6 nicht mehr vom Wickelkern abgezogen werden, da die Reibung infolge der Normalkraft auf dem Kern zu groß war. Beim Abziehen wurde hierdurch die Druckfestigkeit an der Abziehmatrize überschritten. Insofern liegen auch keine Schliffbilder für GF/PP BKV 6 in Bild 5.27 vor.

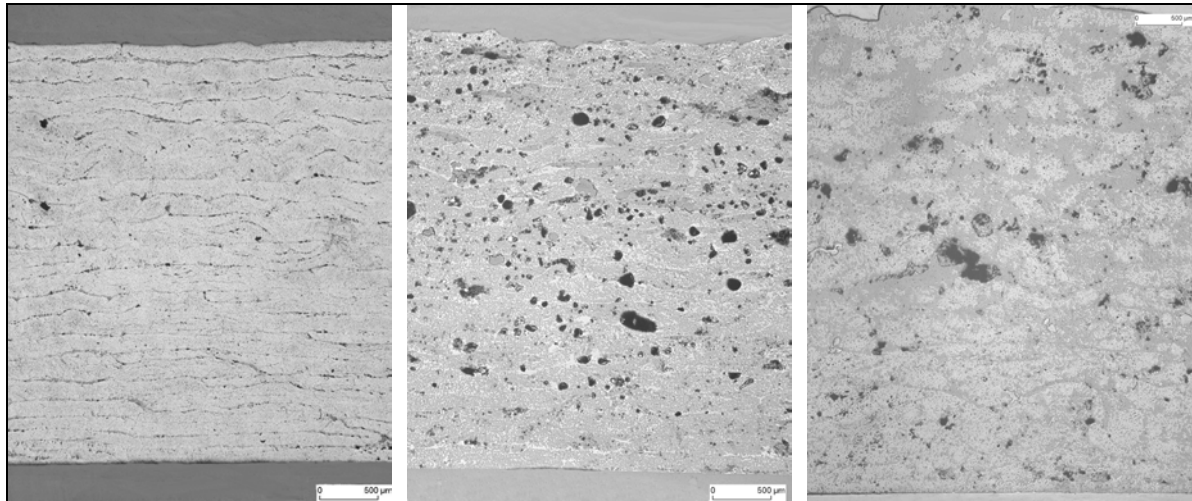


Bild 5.26: Schliffbilder von Proben der BKV 5. CF/PEEK (links), GF/PEEK (mitte), GF/PP (rechts) mit von unten nach oben steigender Wanddicke

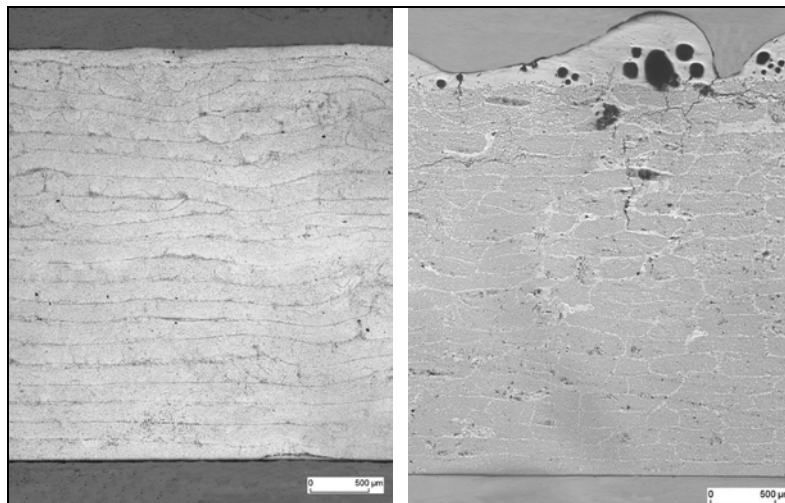


Bild 5.27: Schliffbilder von Proben der BKV 6. CF/PEEK (links), GF/PEEK (rechts) mit von unten nach oben steigender Wanddicke

Es ist zu erkennen, dass sich für eine konstant hohe Bandkraft eine gute Laminatqualität ergibt. Es kommt nur zu geringen Ondulationen und die Porengehalte sind niedrig. Bei GF/PEEK wurde allerdings in größerem Maße Matrix aus dem Laminat herausgedrückt, die sich an der Oberfläche sammelt. Hier führte die durchweg hohe Bandspannung zu einer Abnahme des Faser-Volumengehalts im eigentlichen Bauteil. Diese Abnahme verstärkt im Laminat die Differenz der thermischen Ausdehnungskoeffizienten nochmals und führt zu einem derart hohen Spannungszustand in der Matrix, dass sich in den äußeren Lagen Risse ausbilden. Je nach Material stellt

ein solcher Bandkraftverlauf bzw. Eigenspannungszustand die Grenze des technisch Umsetzbaren dar.

5.6 Empfehlungen zur Induzierung von Eigenspannungen mit strukturellem Nutzen in gewickelte thermoplastische Rohrkörper

Aus den vorangegangenen Kapiteln wird deutlich, dass Bauteile mit induzierter Eigenspannung für den Fall der Innendruckbelastung die untersuchten Prozessparameter wie folgt gewählt werden sollten. Die Empfehlungen sind hier bewusst so formuliert, dass sie auch auf nicht untersuchte Materialkombinationen übertragbar sind.

- Der Wickelwinkel (gemessen gegen die Rotationsachse) sollte im Rahmen der Möglichkeiten möglichst groß gewählt werden, da sich so die größten Eigenspannungen in Umfangsrichtung einstellen. Dies gilt sowohl für die thermischen, als auch für die induzierten mechanischen Eigenspannungen, da beide in direktem Zusammenhang mit den Dehnungen der Fasern stehen. Liegen die Fasern in Umfangsrichtung, so ist ihr Beitrag zur Spannungsbildung am größten.
- Die Kerntemperatur sollte unter dem Gesichtspunkt der erwünschten Eigenspannungen möglichst niedrig gewählt werden. Auf diese Weise ist die Temperaturdifferenz, die zur Ausbildung von thermischen Eigenspannungen zur Verfügung steht, am geringsten und der Einfluss der induzierten Eigenspannung kommt bei der Superposition am besten zur Geltung. Es besteht allerdings ein Zielkonflikt mit der Gesamttemperaturführung des Prozesses (siehe unten).
- Eine Abkühlung bzw. Nachtemperierung der Bauteile nach dem Ende des eigentlichen Wickelns kann in industriellem Maßstab nicht zur Induzierung von Eigenspannungen mit strukturellem Nutzen führen und sollte deshalb unterlassen werden. Bei guter Temperaturführung im Prozess bringt sie für die Materialqualität nur noch geringe Vorteile.
- Die gesamte Temperaturführung des Prozesses muss abgestimmt erfolgen. Das heißt, dass die Kernheizung ausreichend Energie für die Konsolidierung (Polymerdiffusion und Kristallisation) zur Verfügung stellen muss. Aber die eingestellte Temperatur darf in Verbindung mit der Hauptheizquelle zu keinem

Zeitpunkt dazu führen, dass die Starttemperatur der Kristallisation überschritten wird, da sonst die induzierten Eigenspannungen weitestgehend relaxieren. Die Temperaturen müssen für den Einzelfall ermittelt werden.

- Die Bauteildicke sollte sich ausschließlich an der mechanischen Auslegung orientieren. Dickere Bauteile weisen zwar höhere Eigenspannungen auf, eine Überdimensionierung lässt sich aber unter Einbeziehung von Kostenaspekten nicht rechtfertigen.
- Die Bandkraft sollte mit der Wanddicke bei der Herstellung gesteigert werden. So lassen sich die gewünschten Eigenspannungen mit strukturellem Nutzen erreichen. Eine genaue Auslegung der Steigerung pro Lage kann nur für den Einzelfall bestimmt werden. Die geschlossene Lösung der komplexen Zusammenhänge (vergleiche Kapitel 2.2.3) ist äußerst zeitintensiv, weshalb die Verwendung von numerischen Methoden ratsam ist. Soll eine iterative Bestimmung des optimalen Bandkraftverlaufs über der Wanddicke umgangen werden, empfiehlt es sich, wie aus den Versuchsergebnissen ersichtlich, die Bandkraft nicht in kleinen Schritten von Lage zu Lage, sondern zu einem bestimmten Punkt schlagartig zu erhöhen. Auf diese Weise lassen sich mit hoher Wahrscheinlichkeit die gewünschten Ergebnisse erzielen, wenn auch nicht in optimalem Umfang. Grundsätzlich führt eine höhere Bandspannung zu besseren Ergebnissen bezüglich der Eigenspannungen. Grenzen sind hier die Festigkeit des Tapes bzw. der darin enthaltenen Fasern und der Grad des Matrixfließens, den man noch tolerieren möchte. Ab einer gewissen Bandkraft kann es außerdem zu Rissen in der Matrix kommen, da diese dem Spannungsniveau nicht mehr gewachsen ist. Die Grenzen müssen im Einzelnen untersucht werden. Die Bandkraft sollte schon von Beginn an einen gewissen Grundwert haben und dann in nicht zu kleinen Schritten gesteigert werden. Dieser Verlauf spiegelt die Erkenntnisse aus Kapitel 5.5.1 ebenso wider wie die aus Kapitel 5.5.2. Die Steigerung führt zum strukturellen Nutzen und durch das Grundniveau kommt es nicht zu den festgestellten Problemen bei der Konsolidierung. Die Optimierung eines solchen Bandkraftverlaufs kann aber immer nur für einen festgelegten Innendruck erfolgen (vergleiche Bild 2.6)

Mit Hilfe dieser Empfehlungen ist es möglich, den Eigenspannungszustand in gewickelten, thermoplastischen, faserverstärkten Bauteilen an den jeweiligen Einsatz anzupassen. Es können Eigenspannungen induziert werden, die für den Betriebsfall des Innendrucks, des Außendrucks oder für ein weitestgehend eigenspannungsfreies Bauteile eingestellt werden. Bei Innendruck muss die Superposition von Eigenspannung und Lastspannung die Spannungsspitze an der Innenseite reduzieren (z.B. mit BKV 1 oder BKV 2), bei Außendruck kompensieren BKV 3 oder BKV 4 die Lastspannungen. Um die thermischen Eigenspannungen zu kompensieren, sollte mit BKV 1 oder BV 2 genauso viel mechanische Eigenspannung induziert werden, wie sich thermische bilden.

In Bild 5.28 sind Ringprobekörper aus den drei untersuchten Materialien mit Eigenspannungen in verschiedener Ausprägung abgebildet. Auf der linken Seite sieht man einen CF/PEEK-Ringprobekörper der mit der BKV 3 gefertigt wurde. In der Mitte befindet sich ein GF/PEEK-Probekörper der BKV 2 und rechts ist ein GF/PP-Ringprobekörper ebenfalls mit der BKV 2 zu sehen.

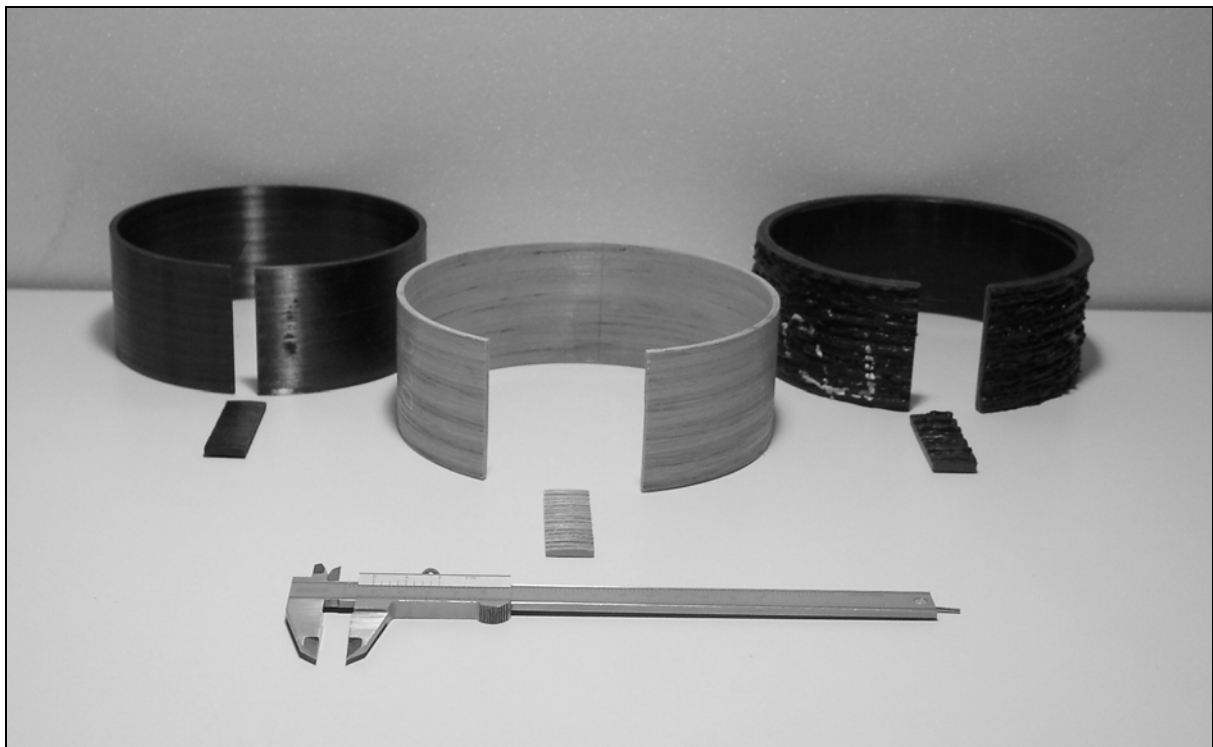


Bild 5.28: Ringprobekörper aus CF/PEEK (links), GF/PEEK (mitte) und GF/PP (rechts) mit unterschiedlichen Eigenspannungsausprägungen

5.7 Bedeutung im Rohr- und Behälterbau

In Bild 5.29 wurde mit der Simulationssoftware eine Beispielrechnung für ein innen-druckbelastetes Rohr durchgeführt. Es bestand aus einem Stahlliner und einer Verstärkung aus GF/PP. Der Außendurchmesser des Rohrs betrug 180 mm, die Dicke des Liners 20 mm und die der Verstärkung 10 mm. Dieses Rohr wurde in der Simulation mit einem Innendruck von 310 bar beaufschlagt. Es sind die resultierenden Umfangsspannungen (Überlagerung von Last- und Eigenspannung) für ein Bauteil, das ohne Bandkraft, für eines mit einer konstanten Bandkraft von 150 N und für eines mit einer Bandkraft, die einen Startwert von 130 N aufweist und pro Lage um 12 N steigt, dargestellt. Die letzte Variante mit einem relativ hohen Grundniveau der Bandkraft und zusätzlich stufenweisem Ansteigen berücksichtigt die Erkenntnisse der vorangegangenen Kapitel hinsichtlich Eigenspannungsbildung und Laminatqualität. Die Bandkraftinkremente wurden iterativ bestimmt, bis sich ein Verlauf der Spannung in der Verstärkung ergibt, der an Außen- und Innenseite gleiche Beträge aufweist. Die Spannungsverläufe ergeben sich wie folgt.

Im Stahlliner stellt sich erwartungsgemäß an der Innenseite die höchste Umfangsspannung ein, die dann beim Übergang zur GF/PP-Verstärkung einen Sprung aufweist. Der Sprung resultiert aus den unterschiedlichen Elastizitätsmoduln. Bringt man die Verstärkung mit einer konstanten relativ hohen Vorspannung auf, so reduziert sie zwar die Lastspannung im Liner, führt aber zu einer Spannungsüberhöhung am Innenradius der Verstärkung. Bei weiterer Steigerung des Innendrucks befindet sich hier eine Schwachstelle des Bauteils. Wird die Verstärkung mit dem optimierten Bandkraftverlauf aufgebracht, so sinkt nicht nur die Spannung im Liner nochmals weiter ab, sondern es ergibt sich in der Verstärkung ein Spannungsverlauf ohne Spannungsspitze an einer Stelle. Die relativ ausgeglichene Materialbeanspruchung setzt die Neigung zu lokalem Versagen bei gleichzeitigen Reserven andernorts herab.

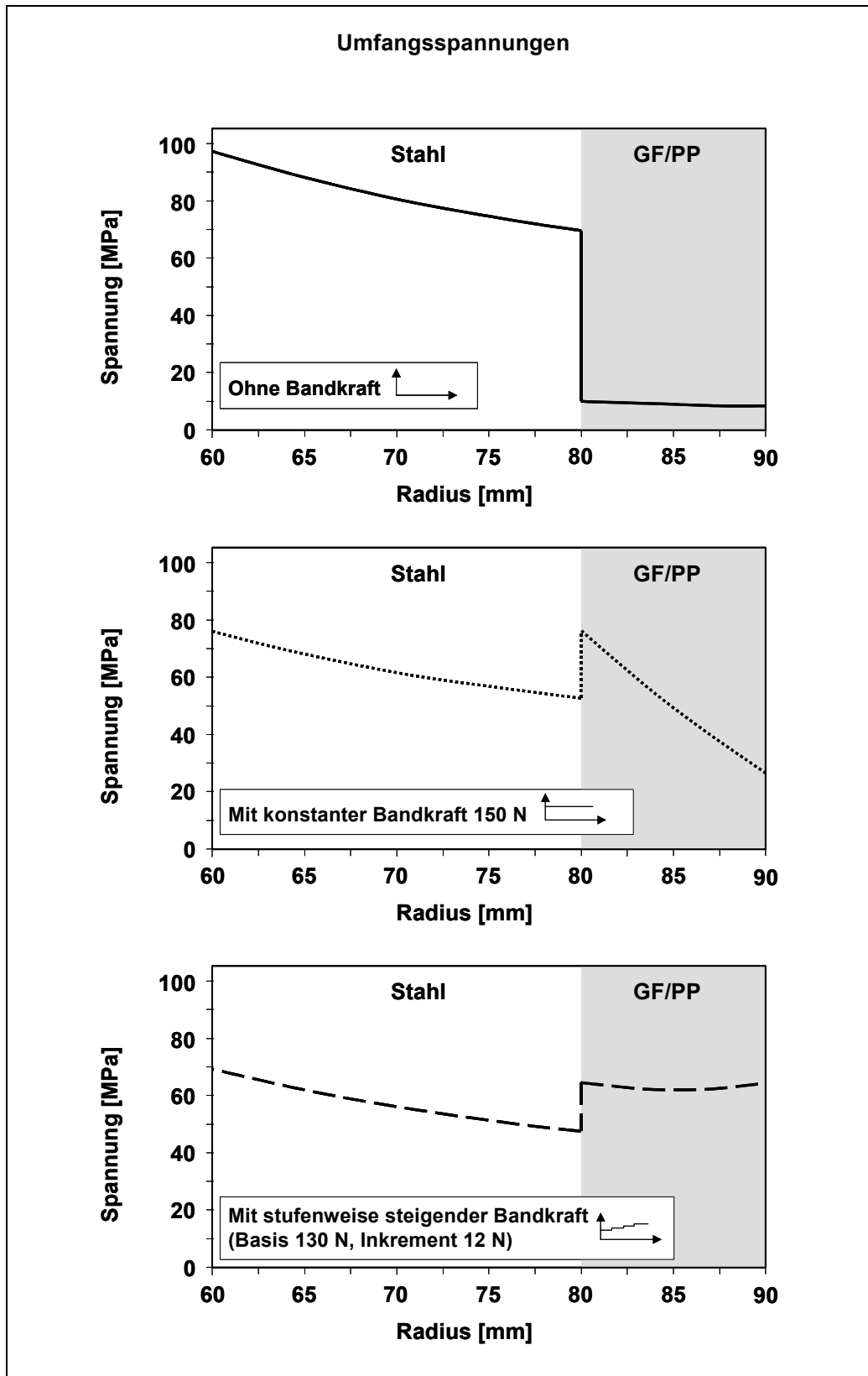


Bild 5.29: Spannungsverhältnisse in einem verstärkten Stahlrohr unter Innendruck für verschiedene Bandkraftverläufe (Außendurchmesser 180 mm, 20 mm Wanddicke Liner, 10 mm Wanddicke Verstärkung, Innendruck 310 bar)

Die gezeigten Verhältnisse sind nur für den hier definierten Innendruck gültig. Bleibt dieser erhalten, so kann man den Liner - überschlägig nach der Kesselformel berechnet - um nahezu 5 mm Wanddicke reduzieren, was einer Volumen- und somit Gewichtsabnahme von rund 22 % entspräche. Um die Spannung im Stahl liner weiter zu senken, müsste ein neues Bandkraftprofil bestimmt werden. Die Grenzen liegen bei diesem Verfahren in der maximal zulässigen Spannung in der Verstärkung für den Betrieb unter Druck und die maximal zulässige Druckspannung auf den Stahl liner durch die Vorspannung für den Fall ohne Innendruck. Hier darf es in keinem Fall zum Überschreiten der elastischen Verformungen kommen. Innerhalb dieser Bereiche besteht eine weitere Einschränkung in der maximal erträglichen Druckspannung in der Matrix der mit Bandspannung gewickelten Verstärkung, oberhalb derer es – vergleiche Bild 5.27 - zur Rissbildung kommen kann, und in dem Grad der Matrixverdrängung, die man bereit ist zu tolerieren.

6 Langzeitverhalten induzierter Eigenspannungen in den Probekörpern

Die in Kapitel 5 durchgeführten Untersuchungen zeigen auf, inwiefern man bei der Herstellung Einfluss auf den Eigenspannungszustand der Probekörper nehmen kann. Ebenso wichtig ist aber die Frage, über welchen Zeitraum die induzierten Eigenspannungen für die Superposition mit der Lastspannung zur Verfügung stehen. Relaxationsvorgänge sind gerade in thermoplastischen Kunststoffen stärker ausgeprägt, als z.B. in Metallen. Aus diesem Grund wurden exemplarisch Proben mit den beiden Matrixsystemen und den in Kapitel 5.6 genannten Parametern für BKV 2 hergestellt und über einen längeren Zeitraum auf ihre Eigenspannungen hin untersucht. Es kamen die Materialien GF/PEEK und GF/PP zum Einsatz. Die in Kapitel 2.2.2 gewählte Messmethode und die große Anzahl an Proben haben dazu geführt, dass die Langzeituntersuchungen jeweils als Einzelmessungen für den entsprechenden Zeitraum durchgeführt wurden. Die Aussagekraft der Ergebnisse wurde deshalb näher untersucht. Es wurden Probekörper hergestellt und auf ihre Abweichungen hinsichtlich der Eigenspannungen bei gleichen Herstellparametern untersucht. Diese Proben werden im Folgenden als Referenzproben bezeichnet.

Die Untersuchungen zur Spannungsrelaxation wurden in einer Messreihe bei Raumtemperatur (Referenzproben), einer bei einer kurzfristigen Temperatur oberhalb T_G und einer bei einer Dauerauslagerungstemperatur von 80 °C – als eine typische Temperatur für motornahe Bauteile in Kraftfahrzeugen – durchgeführt.

6.1 Referenzproben

In Anlehnung an die für mechanische Prüfungen nach DIN notwendigen fünf Messwerte wurden für die Referenzproben 6 Wickelkerne (A, B, C, D, E und F) hergestellt. Je Wickelkern können in diesem Fall 3 Probekörper präpariert werden, die auf eine Länge entsprechend Bild 4.3 zugeschnitten wurden. Die beiden Wendezonen wurden jeweils entfernt. Bild 6.1 zeigt, wie die Proben entnommen wurden. Es sollen Proben aus 5 voneinander unabhängigen Wickelvorgängen als Referenzproben geprüft werden. Sie dienen als Maßstab für die Reproduzierbarkeit von Eigenspannungen bei identischen Prozessparametern und geben für die später erfolgende Einzelmessung an, in welchem Vertrauensintervall sich diese Messwerte bewegen. Diese Proben werden bei Raumtemperatur 18 Stunden ausgelagert und dann auf ihre

Eigenspannung untersucht. Es wurden exemplarisch Probekörper aus GF/PEEK untersucht.

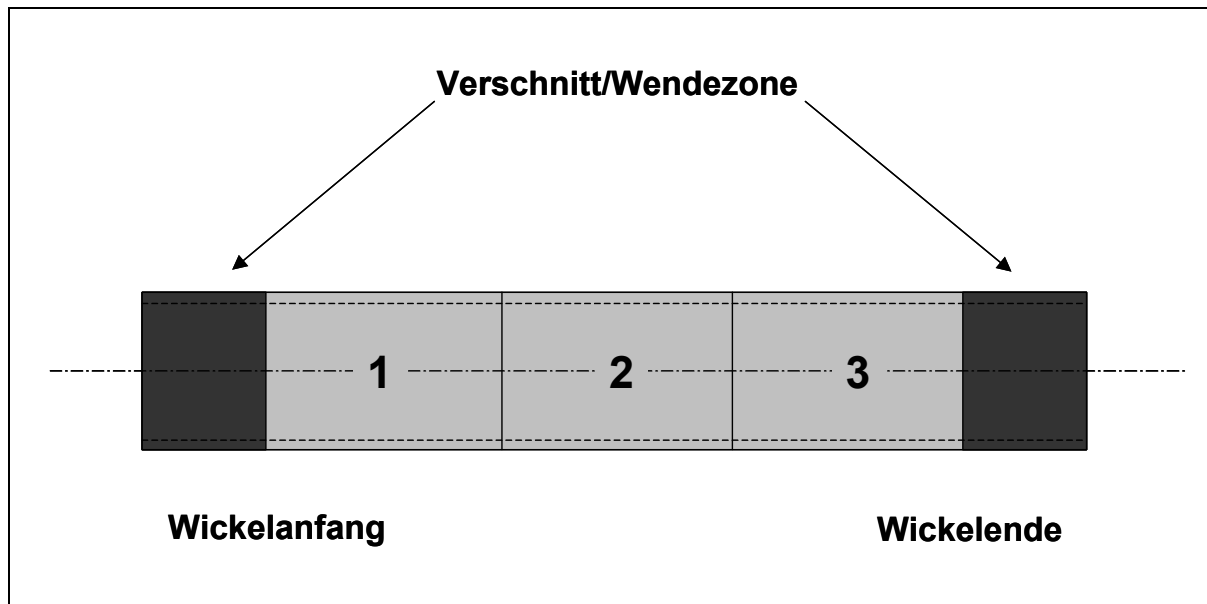


Bild 6.1: Probenpräparation bei der Herstellung der Proben zur Auslagerung

In Bild 6.2 sind die entsprechenden Messergebnisse dargestellt. Die Proben sind nach dem Kern und der jeweiligen Position benannt, an der sie aus dem Rohr entnommen wurden. Es ist zu erkennen, dass sich eine für den Prozess zufriedenstellende Genauigkeit ergibt. Die Standardabweichung beträgt im vorliegenden Fall 17,7 %. Diese Standardabweichung zeigt den zu erwartenden Bereich der Vorhersagegenauigkeit auf, der sich für die nachfolgenden Untersuchungen einstellt.

Bedenkt man, dass Beresheim [95] für Tape-Materialien Schwankungen im Faser-Volumengehalt von bis zu 10 % und beim Porengehalt von bis zu 7 % dokumentiert hat, kann dies als zufriedenstellend angesehen werden. Diese Schwankungen in der Matrixverteilung über der Länge der Tapes können zu Schwankungen bei der Eigenspannungsbildung führen, wie aus den Kapiteln 2.2.1 und 4 geschlossen werden kann, denn die Ausbildung von Eigenspannungen ist unmittelbar mit der Stützwirkung der Matrix verbunden. Treten diese Schwankungen in der Materialqualität im Verlauf des Wickelprozesses auf, so kann es zu einer unterschiedlich starken Ausprägung der Eigenspannungen kommen. Dies gilt insbesondere bei Probekörpern, die aus unterschiedlichen Bereichen einer Materialspule gefertigt wurden. [95] hat ein Bewertungssystem für die Halbzeugqualität entwickelt, bei dem in periodischen Abständen Proben aus einem Tape entnommen werden. Ein derart untersuchtes Tape kann aber bei hoher Untersuchungsgenauigkeit nicht mehr wickeltechnisch verarbei-

tet werden, weil es zu stark unterteilt wurde (im Gegensatz zum diskontinuierlich arbeitenden Tapelegeverfahren, das auch Tapeabschnitte verarbeiten kann). Aus diesem Grund werden die ermittelten Werte meist als statistische Mittelwerte auf das zu verarbeitende Tape übertragen.

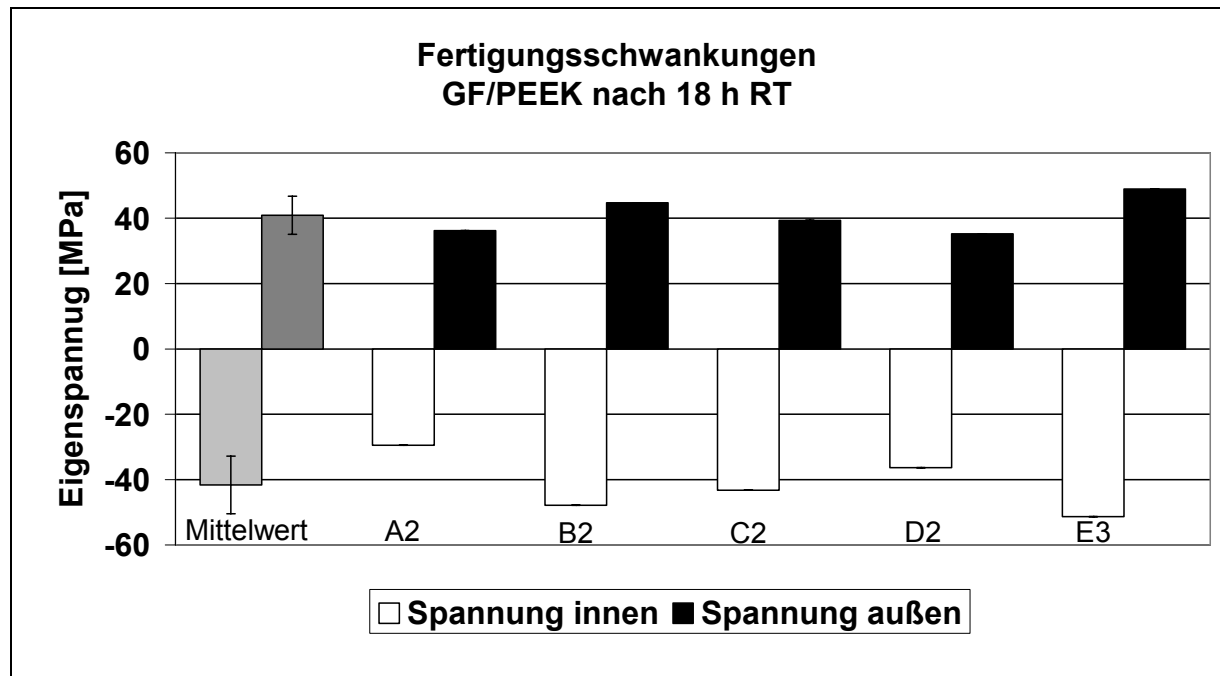


Bild 6.2: Fertigungsschwankungen von Probekörpern mit gleichen Herstellungsparametern (GF/PEEK, Kerndurchmesser 146 mm, 10 Lagen, Umfangswicklung, Kerntemperatur 300 °C, freies Abkühlen)

6.2 Langzeitverhalten bei Raumtemperatur

Wie bereits erwähnt, ist es von erheblicher Bedeutung, inwiefern die induzierten Eigenspannungen mit der Zeit wieder abgebaut werden. Eine vollständige Relaxation in kurzer Zeit würde die Auslegung auf einen Betriebszustand und den hierfür betriebenen Aufwand ad absurdum führen. In einem ersten Schritt wurden deshalb Proben bei Raumtemperatur ausgelagert und in definierten Zeitabständen die Eigenspannungen gemessen. Für diese Messungen wurde ebenfalls eine Simulation mit dem Relaxationsmodul der in Kapitel 2.2.3 beschriebenen Simulationssoftware durchgeführt. Bild 6.3 zeigt die ermittelten Ergebnisse. Die Messwerte liefern keine eindeutige Aussage. Die Streuung der Einzelmessungen ist zu hoch, um einen Trend für die Relaxation zu erkennen. Die Simulationsergebnisse bieten ebenfalls keinen Anhaltspunkt für eine signifikante Relaxation der Eigenspannungen im Untersuchungszeitraum von 4 Monaten, auch wenn die Simulation einen leichten Rückgang der Eigen-

spannung vorhersagt. Extrapoliert man den Abfall der Simulationswerte, so ergibt sich für den Zeitrahmen dieser Untersuchungen kein eindeutig feststellbarer Rückgang der Eigenspannungen. Weitere Versuche wurden deshalb bei erhöhten Temperaturen durchgeführt, da hier von einer beschleunigten Relaxation ausgegangen werden kann. Dabei wurde in zwei Schritten vorgegangen. Zum einen wurde untersucht, ob die Eigenspannungen bei Temperaturen oberhalb der Glasübergangstemperatur unmittelbar relaxieren, wie man es bei unverstärkten Thermoplasten erwarten könnte. Zum anderen wurden die Probekörper bei einer Temperatur ausgelagert, die nicht an materialspezifischen Kennwerten festgemacht ist, sondern durch den Anwendungsbereich diktiert wird, also einen direkten Praxisbezug hat.

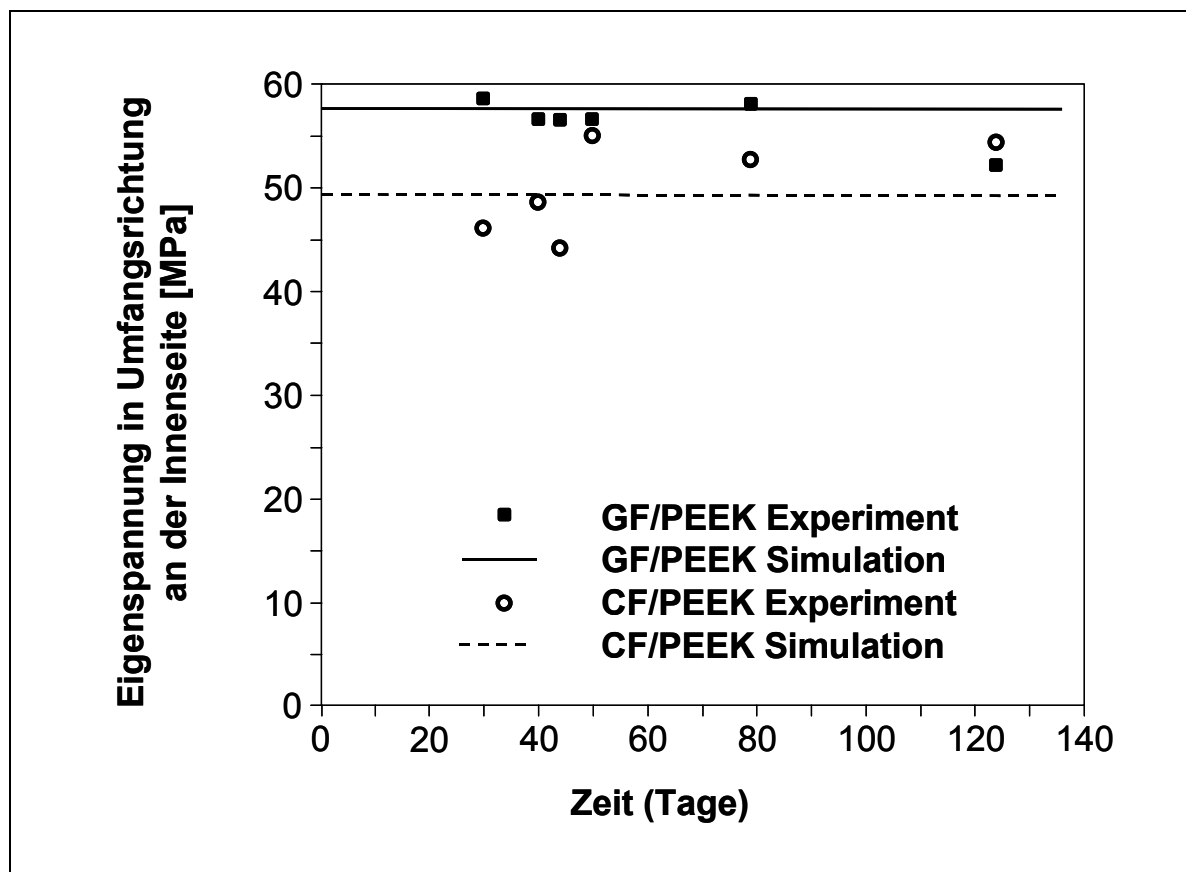


Bild 6.3: Relaxation der Eigenspannungen in Umfangsrichtung von CF/PEEK und GF/PEEK Proben bei Raumtemperatur über eine Zeitdauer von 124 Tagen (ca. 4 Monate)

6.3 Getemperte Proben

Wie bei den Referenzproben wurden auch hier fünf Probekörper untersucht. Sie wurden allerdings beliebig ausgewählt. Diese Probekörper wurden bei 160 °C 18 Stunden (160 °C-Proben) bzw. bei 200 °C 18 Stunden (200 °C-Proben) in einem temperaturgeregelten Umluftofen der Firma WTB Binder ausgelagert. Dabei ent-

spricht die Temperatur von 200 °C der üblichen Tempertemperatur von PEEK nach Schwarz [96]. Bei diesen Untersuchungen soll festgestellt werden, in welchem Maß erhöhte Temperaturen oberhalb der Glasübergangstemperatur (T_G) zu einer unmittelbaren Spannungsrelaxation führen.

Die Messreihen wurden mit GF/PEEK-Proben als Vertreter der PEEK-basierten Proben durchgeführt, da hier die materialabhängigen Temperaturen entsprechend gestaffelt sind. Die Glasübergangstemperatur T_G von 145 °C und somit auch die Rekristallisationstemperatur T_{RK} von 170 °C liegen oberhalb der Raumtemperatur und lassen durch die eventuell stattfindenden Gefügeänderungen Volumenänderungen erwarten, die Auswirkungen auf den Spannungszustand haben können. Bei den GF/PP-Proben liegt bereits die Glasübergangstemperatur unterhalb der Raumtemperatur, so dass sich hier kein Informationsgewinn gegenüber den in Kapitel 6.4 bei 80 °C geprüften Ringen ergibt. Die Nachkristallisationstemperatur T_{RK} ist für PP zudem nicht eindeutig von der Kristallitschmelztemperatur T_K zu trennen (110 °C – 135 °C), so dass hier entsprechende Messreihen keine weiterführenden Erkenntnisse bringen würden und deshalb auch nicht durchgeführt wurden.

In Bild 6.4 sind die Eigenspannungswerte der 160 °C-Proben dargestellt. Die Probekörper wurden aus der Probengesamtheit so gewählt, dass sich eine möglichst große Streuung der Wickelkerne einstellt, auf denen die Proben gefertigt wurden.

Es ist zu erkennen, dass der minimale und der maximale Wert weiter auseinander liegen als bei den bei Raumtemperatur ausgelagerten Proben. Die Standardabweichung der Eigenspannungswerte liegt mit 22 % höher als die ohne Temperatureinwirkung in Bild 6.2.

Es wurden zusätzlich fünf Probekörper 18 Stunden bei 200 °C ausgelagert (Bild 6.5) und auf Eigenspannungen untersucht. Die Standardabweichung ist für diese Proben mit 53 % sehr groß. Im Bereich von 200 °C finden unter Umständen bereits Gefügeänderungen in der Matrix statt, so dass nicht mit Sicherheit gesagt werden kann, welcher Einfluss zu den Schwankungen führt. Proben, die an Position 2 oder 3 auf dem Wickelkern gefertigt wurden, weisen eine niedrigere Eigenspannung auf, als solche von Position 1. Eine Rückführung auf den vorhandenen Prozess lässt sich jedoch nicht mit den Prozessparametern belegen. Als mögliche Ursachen können Schwankungen im Halbzeugmaterial sowie das damit verbundene Verhalten bei erhöhter Temperatur in Frage kommen.

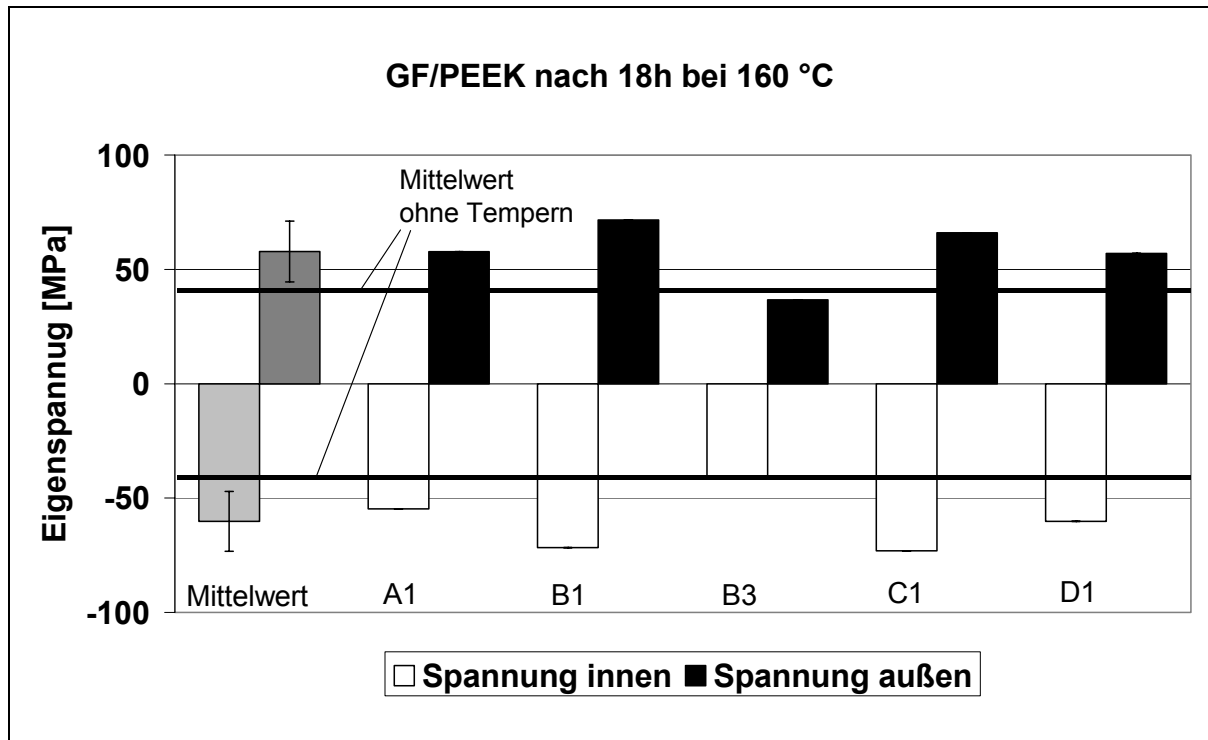


Bild 6.4: Auswertung 18 h/160 °C-Proben (GF/PEEK, Kerndurchmesser 146 mm, 10 Lagen, Umfangswicklung, Kerntemperatur 300 °C, freies Abkühlen)

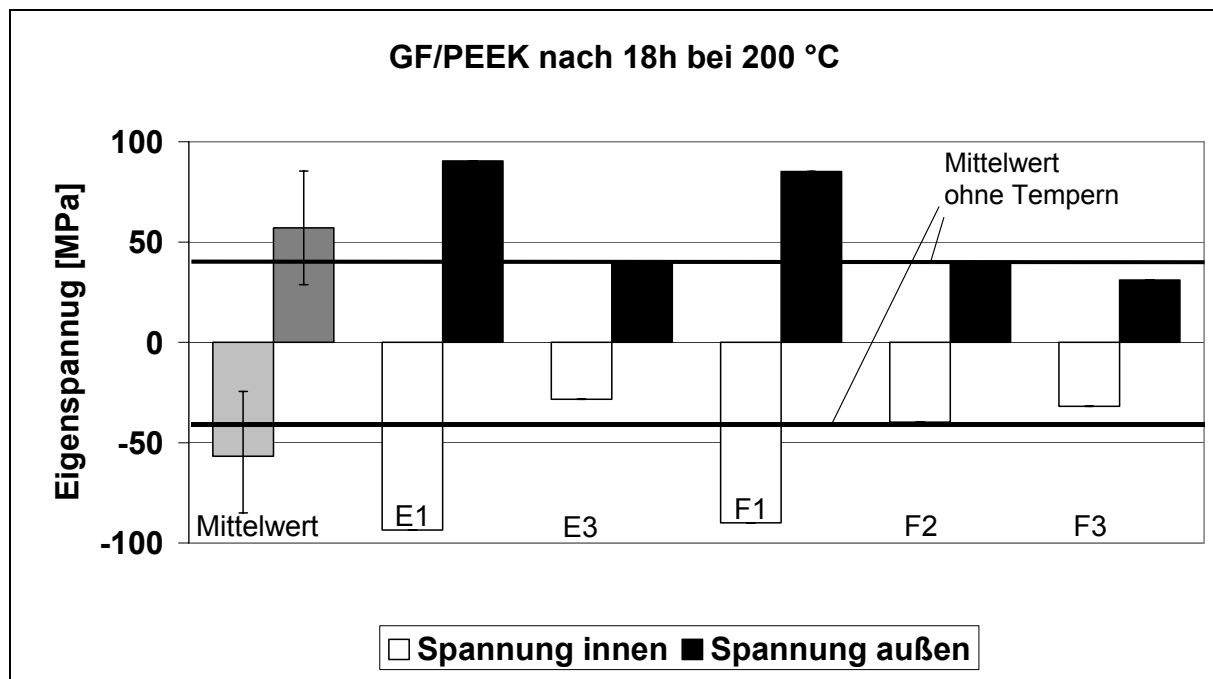


Bild 6.5: Auswertung 18 h/200 °C-Proben (GF/PEEK, Kerndurchmesser 146 mm, 10 Lagen, Umfangswicklung, Kerntemperatur 300 °C, freies Abkühlen)

Im folgenden Bild 6.6 werden die gemittelten Eigenspannungswerte aller GF/PEEK-Proben (Referenzproben, 160 °C-Proben und 200 °C-Proben) gegenübergestellt.

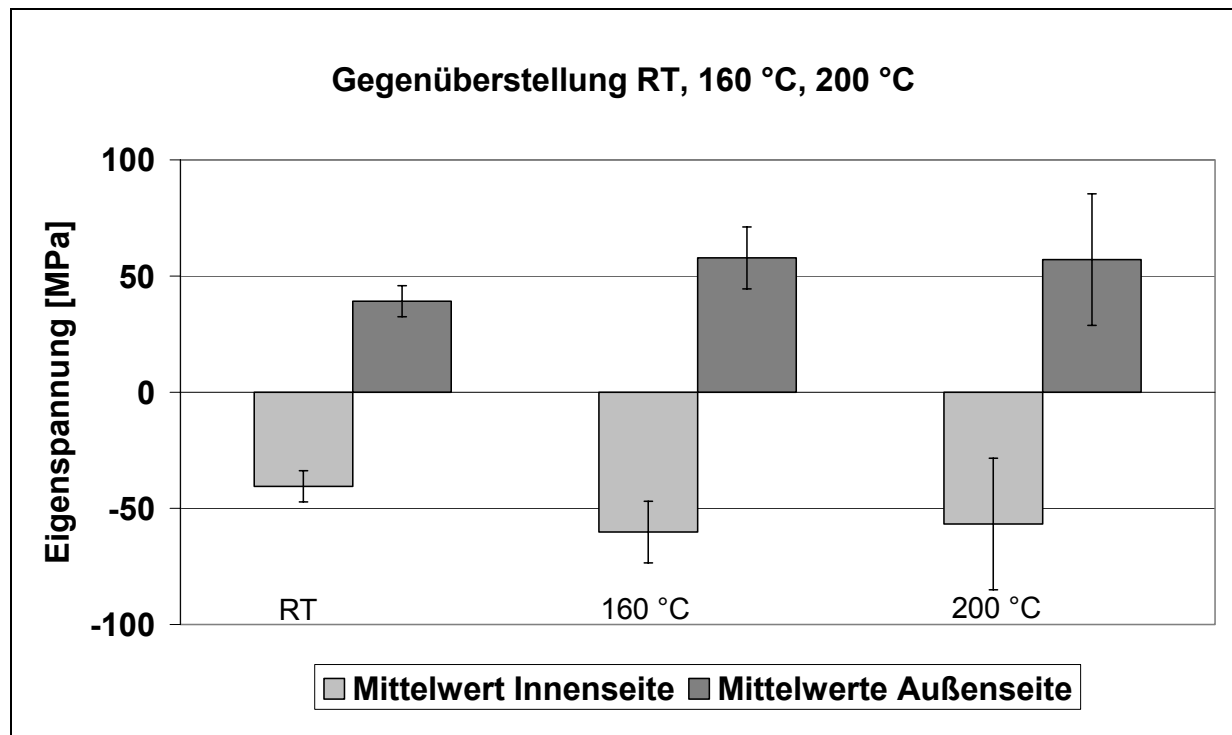


Bild 6.6: Gegenüberstellung der Proben für Raumtemperatur, 160 °C und 200 °C (GF/PEEK, Kerndurchmesser 146 mm, 10 Lagen, Umfangswicklung, Kerntemperatur 300 °C, freies Abkühlen)

Es ist erkennbar, dass die Eigenspannungen bei den im Ofen ausgelagerten Proben gegenüber den Referenzproben höhere Werte aufweisen. Die vermutete Spannungsrelaxation, sowohl bei der Probenauslagerung knapp unterhalb als auch oberhalb der Rekristallisationstemperatur, ist nicht eingetreten.

Eine Hypothese zur Erklärung der Eigenspannungszunahme der Proben, die 18 h bei 160 °C ausgelagert wurden, besteht in einem eventuellen Herausdiffundieren von Wassermolekülen, welche sich beim Verarbeitungsprozess infolge des im Abgas befindlichen Wasserdampfes in den Verbund eingelagert haben könnten. Da die Zunahme der Eigenspannung erst nach der Eigenspannungsmessung festgestellt wurde und durch das Heraustrennen der Segmente der Schneidspalt in Form von Spänen für eine Gewichtsmessung nicht mehr zur Verfügung stand, konnten entsprechende Messungen hierzu erst in das Programm der Langzeituntersuchungen aufgenommen werden.

Die zweite Hypothese ist der Eigenspannungszunahme besteht darin, dass durch die Beweglichkeit des amorphen Thermoplastbereiches bei gleichzeitig unveränderter Morphologie der kristallinen Bereiche infolge der Auslagerung oberhalb der Glas-

übergangstemperatur eine höhere Packungsdichte der amorphen Phase des FKV entstehen kann. Solche Vorgänge sind stark von der lokal ablaufenden Kristallausbildung in der Probe abhängig.

Eine Volumenabnahme (die für den Fall des Diffundierens als homogen über das Bauteil verteilt angenommen wird) führt allein aufgrund geometrischer Zusammenhänge ohne Stützwirkung eines Kerns zu einer Verstärkung des Effekts einer Druckeigenspannung an der Innenseite des Rings bei gleichzeitiger Zugeigenspannung an der Außenseite. Durch das oberhalb der Glasübergangstemperatur zunehmend viskose Verhalten der amorphen Phase können sich aber auch die Molekülketten so umorientieren, dass sie mit der späteren Abkühlung ein geringeres Volumen einnehmen, als vor der Auslagerung. Die relativ lange Haltezeit ermöglicht hier Umorientierungsvorgänge, die bei der normalen Abkühlung im Wickelprozess aufgrund der zügig voranschreitenden Kristallisation und der damit einhergehenden Behinderung der freien Beweglichkeit nicht möglich sind. Die Eigenspannungszunahme der 200 °C-Proben kann zusätzlich dadurch begründet sein, dass sich eventuell neue Kristalle im Thermoplastwerkstoff bilden, da die Auslagerungstemperatur von 200 °C oberhalb T_{RK} liegt. Die Kristallbildung führt generell zu einer Volumenabnahme und zu den oben beschriebenen Zusammenhängen. Die Kristallitschmelze spielt keine Rolle, da sie erst ab einer Temperatur von 289 °C beginnt.

Mittels Differential Scanning Calometry (DSC) Messungen auf einer Mettler Toledo DSC 821 Anlage wurden die Kristallinitätsgrade für die verschiedenen Proben gemessen, um die oben genannten Vermutungen zu hinterfragen. In Bild 6.7 sind die Mittelwerte für die Proben aufgetragen. Die Standardabweichungen liegen zwischen 2,5 % und 3,6 %, so dass von einer hohen Genauigkeit der Messungen ausgegangen werden kann. Die Schwankungen in der Kristallinität liegen im Bereich von 2 % für die Abweichung der Werte von 160 °C zu den Werten bei Raumtemperatur und bei 0,04 % bei den 200 °C Werten. Es kann also davon ausgegangen werden, dass sich keine nennenswerte bzw. signifikante Änderung in der Kristallinität der Proben ergeben hat. Mithin kann die Nachkristallisation nicht die Ursache für die Spannungsänderungen sein. Es erscheint deswegen als wahrscheinlich, dass die Gefügeänderungen in der amorphen Phase für die Volumenabnahme und die daraus resultierende Spannungszunahme verantwortlich sind. Die Wasseraufnahme wird in Kapitel 6.4 hinterfragt.

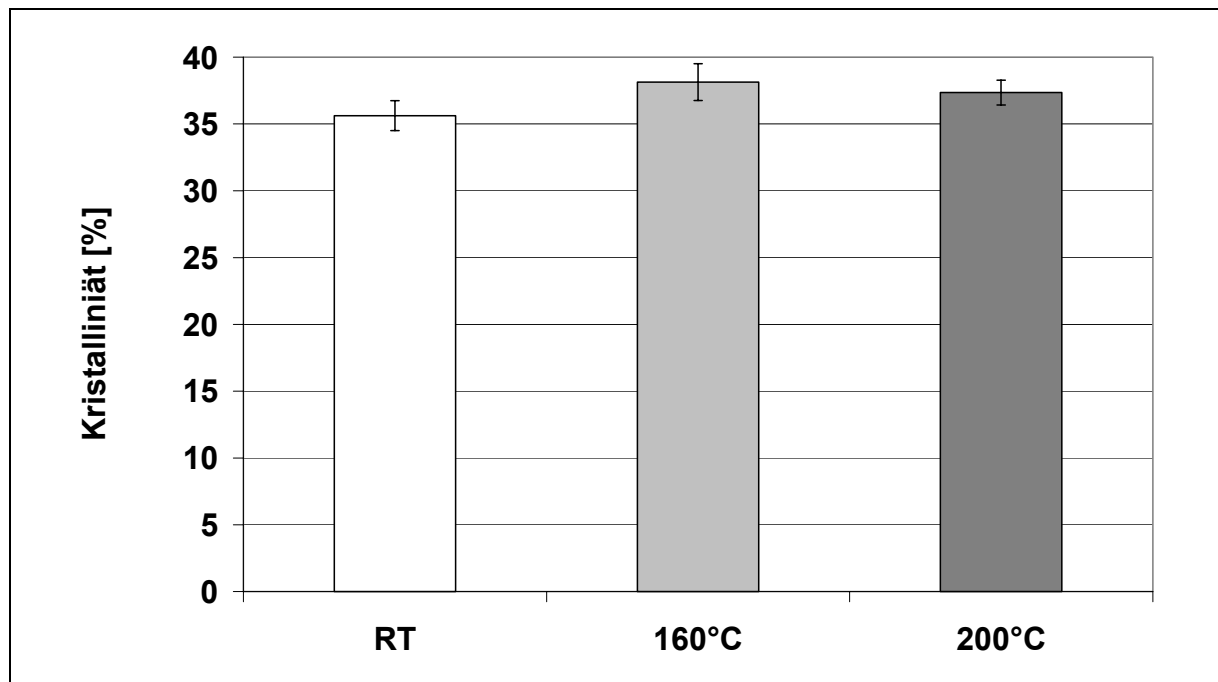


Bild 6.7: Kristallinitätsgrade der ausgelagerten und getemperten Proben (GF/PEEK, Kerndurchmesser 146 mm, 10 Lagen, Umfangswicklung, Kerntemperatur 300 °C, freies Abkühlen)

Abschließend kann also festgestellt werden, dass eine kurzfristige Exposition der Ringe mit erhöhten Temperaturen, wie oben beschrieben, nicht zu einer unmittelbaren Spannungsrelaxation führt. Diese ist erst zu erwarten, wenn die Temperaturen über die in Kapitel 2.2.1 genannten Temperaturen für die Kristallitschmelze steigen.

6.4 Langzeitproben bei erhöhter Temperatur

Für die Untersuchungen der Eigenspannungsrelaxation bei GF/PP- und GF/PEEK-Proberingen über einen längeren Zeitraum bei erhöhter Temperatur wurden je Material 3 Wickelkerne hergestellt und in einem Untersuchungszeitraum von 3 Monaten auf ihre Eigenspannungen hin gemessen. Pro Wickelkern wurden wie in Bild 6.1 3 Probekörper entnommen, so dass für die Langzeituntersuchung 9 Proben je Material untersucht werden konnten. Nach Fertigung der Ringe werden die Proben bei 80° C in einer durch einen Ofen der Firma EOS temperierten Kammer ausgelagert. Auf diese Weise soll aufgezeigt werden, welche Relaxation durch eine erhöhte Einsatztemperatur entsteht. Die Ergebnisse bieten aber gleichzeitig einen Anhaltspunkt für die langfristige Relaxation der Eigenspannungen. Dabei wird davon ausgegangen, dass eine Anhebung der Temperatur die Relaxationsvorgänge beschleunigt. Eine konkrete Korrelation von Expositionszeit bei erhöhter Auslagerungstemperatur und der Relaxation bei Raumtemperatur kann allerdings in diesem Zusammenhang nicht

gegeben werden. Kriechuntersuchungen, wie sie bei Metallen in der Vergangenheit in großem Umfang durchgeführt wurden, sind für die drei untersuchten Materialien nicht verfügbar. Tabelle 6.1 zeigt die Verteilung der einzelnen Proben auf die gewählten Zeiträume, die sich wie folgt staffeln. Die ersten Proben wurden im Abstand von einem Tag, dann im Wochenabstand und schließlich im monatlichen Abstand geprüft. Die Verteilung der Proben auf die Prüfzyklen erfolgte willkürlich.

Nach Entnahme der Langzeitproben aus der Temperaturkammer kühlten die Proben jeweils auf Raumtemperatur ab, wurden zuerst gewogen und mit dem Ausgangswert vor Versuchsbeginn verglichen, um einen eventuellen Trocknungseffekt bzw. ein Herausdiffundieren von Wasser zu dokumentieren. Zur Ermittlung der Masse wurde eine Präzisionslaborwaage vom Typ Mettler Toledo PB 5001 eingesetzt. Mit der Trocknung kann eine entsprechende Änderung der Materialkennwerte einhergehen, die wiederum die Eigenspannungen beeinflussen kann. Bild 6.8 zeigt die Massenänderung der Proben (immer mit Bezug auf ihr eigenes Anfangsgewicht).

Tabelle 6.1: Zusammenfassung Langzeitprobenherstellung/Prüfung

| | | GF/PEEK | GF/PP |
|------------------------------------|------------------------------|----------------|---------------|
| Bezeichnung der Wickelkerne | | 3 (=E, F, G) | 3 (=H, I, J) |
| Proben pro Wickelkern | | 3 (= 1, 2, 3) | 3 (= 1, 2, 3) |
| Herstellungsdatum | | 13.01.2004 | |
| P r ü f u n g | 1. Tag (14.01.2004) | F1 | I1 |
| | 2. Tag (15.01.2004) | E1 | H1 |
| | 3. Tag (16.01.2004) | G1 | J3 |
| | 1. Woche (21.01.2004) | F2 | H2 |
| | 2. Woche (28.01.2004) | E3 | I3 |
| | 3. Woche (04.02.2004) | G3 | J2 |
| | 1. Monat (11.02.2004) | F3 | H3 |
| | 2. Monat (10.03.2004) | E2 | I2 |
| | 3. Monat (07.04.2004) | G2 | J1 |

Anhand Bild 6.8 ist für beide Materialien keine nennenswerte Masseänderung nach der Auslagerung zu erkennen. Somit kann auch die Vermutung des Herausdiffundierens der Wassermoleküle und die damit verbundene Steigerung der Eigenspannungen infolge der damit verbundenen Volumenabnahme (Kapitel 6.3) als nicht zutref-

find eingestuft werden. Im untersuchten Fall stellte sich nur eine Masseänderung im Promillebereich ein. Eine damit verbundene Volumenänderung im Promillebereich ist aber nicht ausreichend für die festgestellte Eigenspannungszunahme aufgrund von Volumenänderungen. Die gemessenen Werte liegen im Bereich der normalen Wasseraufnahmefähigkeit von reinem PEEK, die bei [97] gemessen nach der Norm ASTM D570 mit 0,1 % in 24 h angegeben werden. Notwendig wären aber Volumenänderungen im Prozentbereich, wie sie z.B. das für seine Wasseraufnahme bekannte Polyamid mit 3-5 % aufweist.

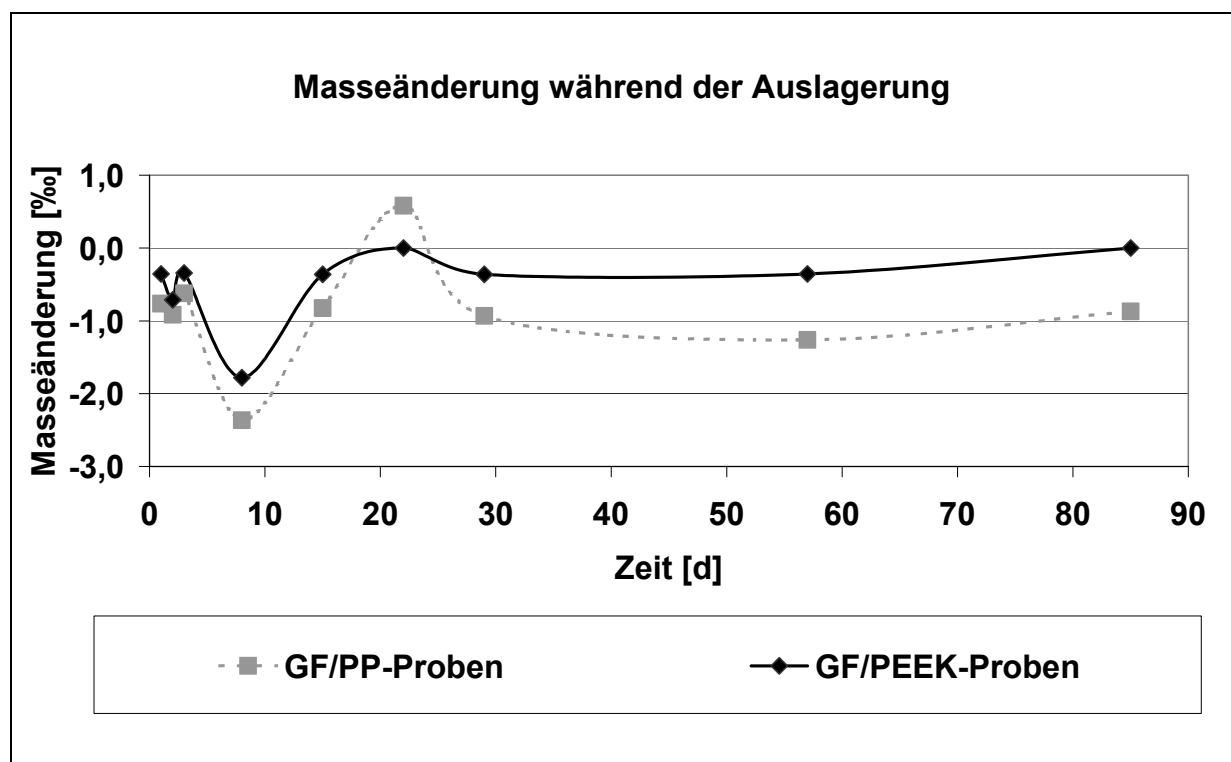


Bild 6.8: Masseänderung der Probekörper über der Versuchslaufzeit

In den folgenden Kapiteln 6.4.1 und 6.4.2 werden die Eigenspannungsmessungen in den oben definierten Zeitabständen diskutiert. Messwerte, die infolge eines DMS-Ausfalls nicht ermittelt werden konnten, wurden mit Hilfe des Sehnenmessverfahrens (SMV) erfasst und sind in den nachfolgenden Bildern als solche gekennzeichnet.

6.4.1 Versuchsauswertung Langzeitproben GF/PP

Die Messwerte der einzelnen Messungen wurden in ein gemeinsames Diagramm eingetragen. Sie sind in Bild 6.9 dargestellt. Um eine Tendenz der Eigenspannungsrelaxation zu erkennen, wurde über die Gesamtheit der Innen- und Außenspannungswerte jeweils eine Trendlinie hinzugefügt. Diese Trendlinie hat einen rein deskriptiven Charakter und kann ausführliche Untersuchungen zum Relaxationsverhal-

ten nicht ersetzen. Die Beschreibung der Spannung über der Zeit anhand des Maxwell-Weichert-Modells für kurze Zeiten bzw. des Voigt-Kelvin-Modells für langfristiges Verhalten oder anhand des Standard Linear Solid Modells – einer Kombination beider Modelle - benötigt umfangreiche und zeitaufwendige Untersuchungen auf einer breiten Datenbasis. Diese Untersuchungen konnten innerhalb der vorliegenden Arbeit nicht geleistet werden. Um dennoch eine Aussage über die rein graphische Analyse einer Ausgleichskurve hinaus treffen zu können, wurden in einem Tabellenkalkulationsprogramm eine ausschließlich beschreibende Gleichung für eine Ausgleichskurve (Trendlinie) bestimmt. Mit einem logarithmischen Ansatz konnte für diese Vorgehensweise eine deutlich bessere Übereinstimmung erzielt werden, als mit einem exponentiellen, wie er den Modellen zugrunde liegt.

Die Trendlinien zeigen, dass sich bei der Auslagerung der GF/PP-Probekörper bei 80 °C über die Zeit gesehen eine Spannungsrelaxation einstellt. Der Spannungsverlauf im Untersuchungszeitraum der ersten 15 Tage verläuft geringfügig steiler als der Verlauf vom 22. bis zum 85. Tag. Das bedeutet, dass sich die Eigenspannungen im Zeitraum der ersten zwei Wochen stärker abbauen, als im übrigen Prüfintervall. Extrapoliert man die Trendlinien, so scheint sich eine Asymptote bei ungefähr der Hälfte der ursprünglich eingebrachten Eigenspannungen zu ergeben.

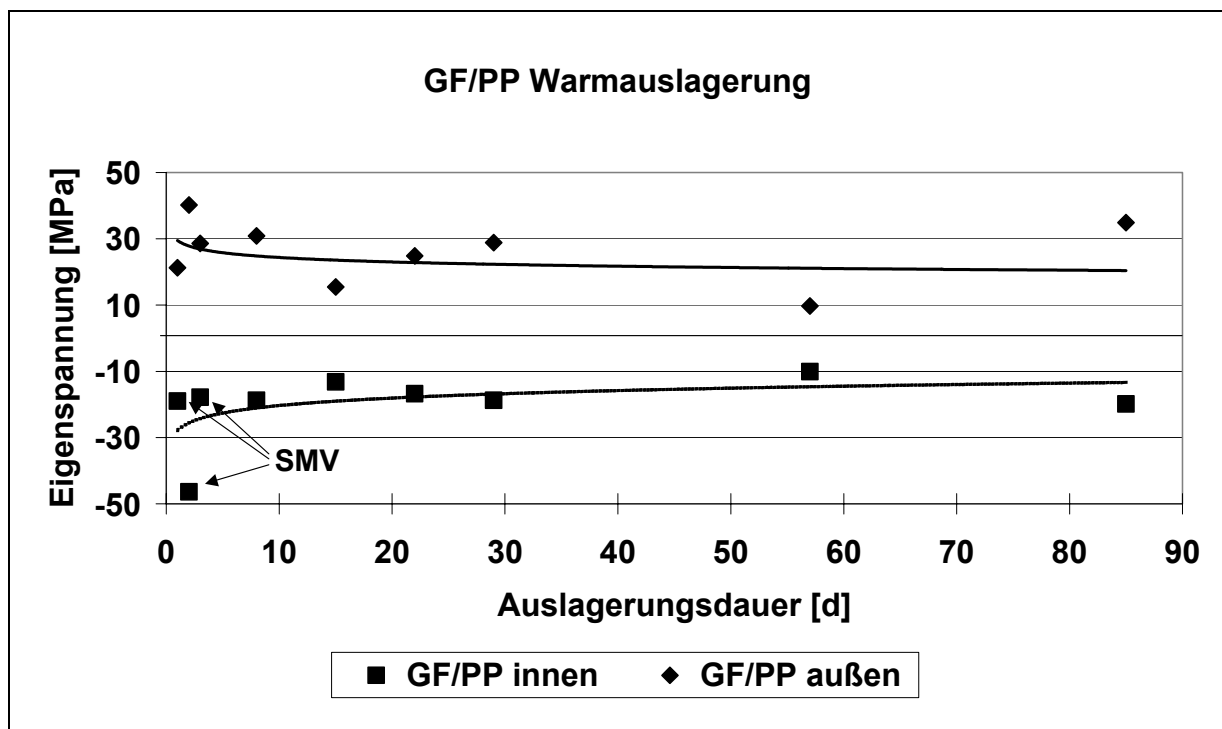


Bild 6.9:

Eigenstresswerte der GF/PP-Proben bei Auslagerung bei 80 °C

Die in der Tabellenkalkulation ermittelten Gleichungen 6.1 für die Trendlinien belegen dies ebenfalls.

$$\begin{aligned}\sigma_{Ei} &= 0,43 \ln(t) - 17,6 \\ \sigma_{Ea} &= -1,87 \ln(t) + 30,6\end{aligned}\tag{6.1}$$

Wobei die Zeit t in Tagen eingegeben wird. So ergibt sich aus der dargestellten Trendliniengleichung für einen Zeitraum von einem Jahr ein Wert von -15 MPa an der Ringinnenseite und von 19 MPa an der Außenseite. Dies entspricht der oben genannten Halbierung. Eine Extrapolation über diesen Zeitraum hinaus ist zwar mit den Gleichungen aus 6.1 möglich, aber die Werte können nicht mehr als verlässlich angesehen werden. Bedenkt man noch, dass die erhöhte Temperatur an sich schon zu einer Beschleunigung des Eigenspannungsabbaus führt, so kann von einer ausreichend langsamen Relaxation unter Umgebungsbedingungen gesprochen werden.

6.4.2 Versuchsauswertung Langzeitproben GF/PEEK

In Bild 6.10 sind die Eigenspannungswerte der untersuchten GF/PEEK-Proben dargestellt. Es ist zu erkennen, dass mit der Zeit - analog den GF/PP-Proben - eine Spannungsabnahme entsteht. Im Vergleich zu PP sind die gemessenen Spannungswerte wegen der besseren mechanischen Eigenschaften und der besseren thermischen Beständigkeit sowie der bereits mehrfach erwähnten Abhängigkeit von der Starttemperatur der Kristallisation von PEEK größer. Außerdem ist zu erkennen, dass der größte Spannungsabfall in den ersten 2-3 Wochen vorliegt. Ab der 3. Woche bis Ende des Prüfzeitraumes (3 Monate) ist nur noch eine geringfügige Spannungsrelaxation vorhanden. Extrapoliert man auch hier die Trendlinie, so liegt die Asymptote bei einem Wert von vermutlich einem Drittel der Ausgangsspannung. Die in der Tabellenkalkulation ermittelten Gleichungen 6.2 für die Trendlinien belegen dies ebenfalls.

$$\begin{aligned}\sigma_{Ei} &= 6,56 \ln(t) - 58,6 \\ \sigma_{Ea} &= -6,03 \ln(t) + 56,7\end{aligned}\tag{6.2}$$

Es gelten dieselben Bedingungen wie sie schon bei den Gleichungen 6.1 formuliert wurden. Für einen Zeitraum von einem Jahr ergeben sich mit diesen Gleichungen Werte von -20 MPa an der Ringinnenseite und 21 MPa an der Ringaußenseite, was auch hier dem abgelesenen Drittel entspricht.

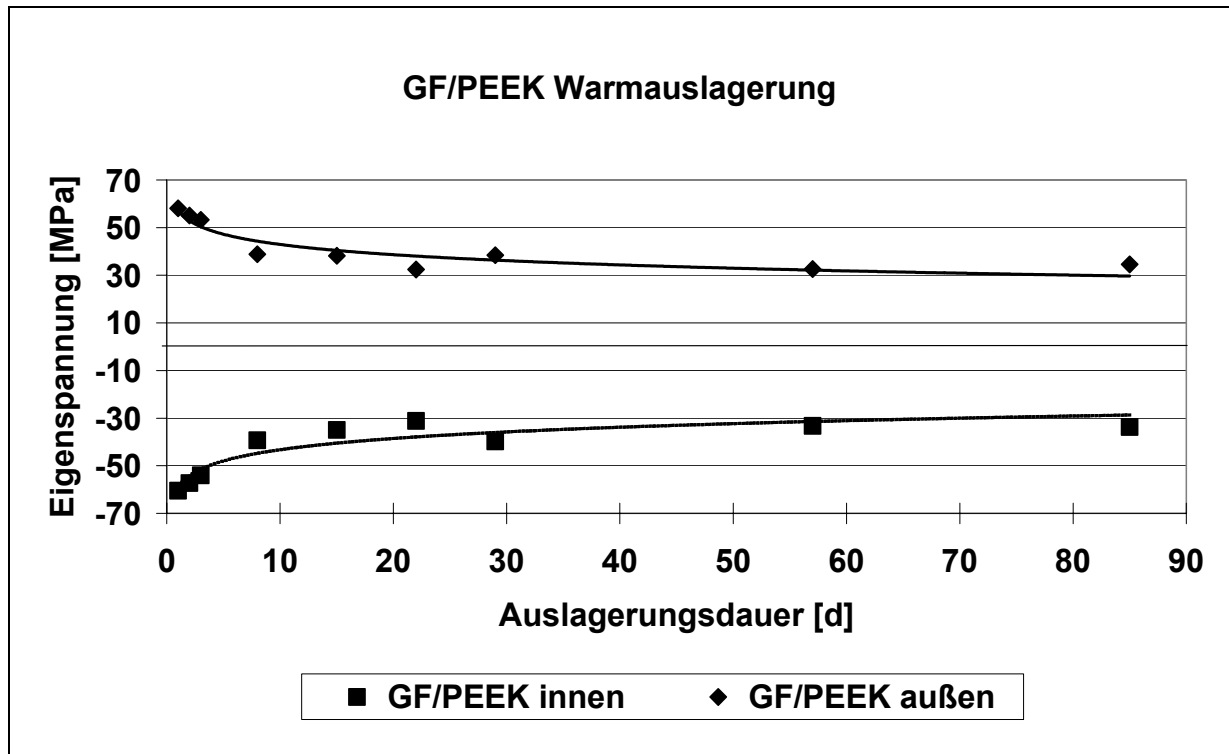


Bild 6.10: Eigenspannungswerte der GF/PEEK-Proben bei Auslagerung bei 80 °C

6.5 Vergleich der Langzeitproben GF/PP und GF/PEEK

Im Bild 6.11 wird der Verlauf der Eigenspannungsrelaxationen der GF/PP- und GF/PEEK-Langzeitproben gegenübergestellt. Dargestellt sind jeweils die in Bild 6.9 und Bild 6.10 ermittelten Trendlinien, wobei die negativen Werte jeweils an der Innenseite vorliegen und die positiven an der Außenseite. Anhand Bild 6.11 ist zu sehen, dass sich sowohl für GF/PP als auch für GF/PEEK eine erwartete Spannungsrelaxation eingestellt hat.

Eine wesentliche Aufgabe der Matrix ist es, die Kräfte von Faser zu Faser überzuleiten. Die wirkenden Kräfte zwischen Faser und Matrix infolge der induzierten Eigenspannung nehmen im Laufe der Zeit ab. Grund dafür ist ein Kriechen der thermoplastischen Matrix. Die Matrix gibt an der Außenseite unter der Zugspannung und an der Innenseite unter der Druckspannung in den Fasern nach, die Fasern werden dadurch entlastet was letztendlich eine Spannungsabnahme der geprüften Ringe zur Folge hat. Die Abnahme ist für PP geringer, da sich durch die niedrige Glasübergangstemperatur hier in jedem Fall ein deutlich höherer Anteil der Relaxation schon ab dem unmittelbaren Ende des Wickelvorgangs abgespielt hat.

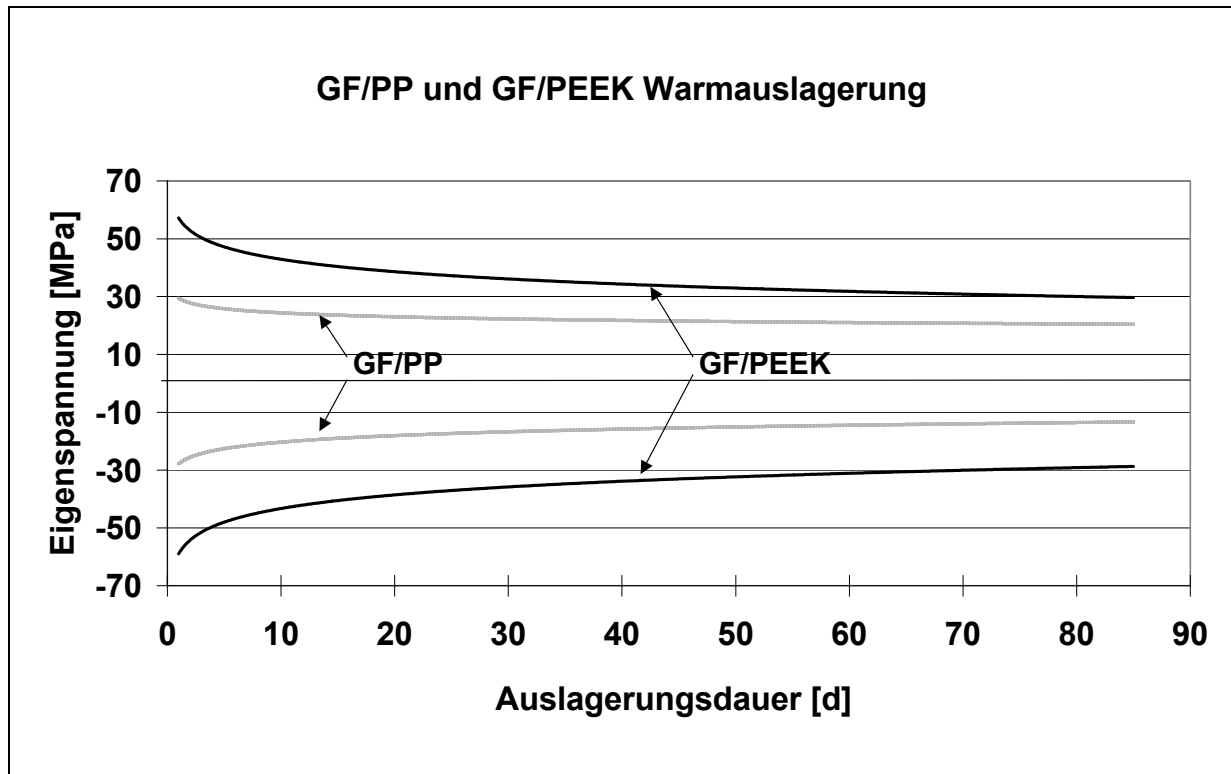


Bild 6.11: Vergleich der GF/PP- und GF/PEEK-Proben bei der Auslagerung

Bei beiden Faser-Kunststoff-Verbunden liegt der größte Eigenspannungsabbau in den ersten 2 bis 3 Prüfungswochen vor. Die erhöhte Temperatur bei der Auslagerung lässt im Zusammenhang mit Kapitel 6.2 auf einen akzeptablen Spannungsabbau bei Raumtemperatur schließen. Um eine abschließende Beurteilung zu ermöglichen, sollte der Eigenspannungsabbau allerdings noch unter statisch bzw. zyklisch aufgebrachtener Betriebslast untersucht werden.

7 Wirtschaftlicher Nutzen

Der wirtschaftliche Nutzen der Untersuchungen stellt sich in zwei Kategorien dar. Die eine ist die der Bauteile, die nur aus thermoplastischen FKV bestehen. Die andere ist der Transfer der Erkenntnisse auf Bauteile mit Innenliner, im vorliegenden Fall innendruckbelastete Rohre. Eine direkte Übertragbarkeit auf Drucktanks ist nicht ohne Weiteres möglich, da sich durch die kurze Bauform dreidimensionale Spannungszustände einstellen, die nicht mit den Ergebnissen aus den Versuchen oder auch aus dem zweidimensionalen Simulationsmodell vergleichbar sind. Für hinreichend lange Rohre unter Innendruck ist diese Übertragbarkeit allerdings gegeben.

Zuerst soll der Nutzen bei der Herstellung von reinen FKV Bauteilen diskutiert werden. Solche Bauteile werden im Allgemeinen nicht mit flüssigen oder gasförmigen Medien unter Innendruck befüllt, da reine Wickelbauteile im Allgemeinen keine ausreichende Dichtigkeit aufweisen. Es handelt sich also um reine Strukturbauteile. Als solche sind z.B. Walzen im Bereich der Druckmaschinen oder Kardanwellen zu nennen. Bei ihnen ist es nicht sinnvoll, das Eigenspannungsprofil so weit wie möglich gegenüber den immer auftretenden thermischen Eigenspannungen umzukehren. Vielmehr will man hier ein Bauteil herstellen, das nicht mit Eigenspannungen beaufschlagt ist. Bedenkt man die Relaxation, die in Kapitel 6 beschrieben ist, so sollte dennoch eine geringe negative Eigenspannung an der Innenseite eingestellt werden, so dass sich auf lange Sicht ein ausgeglichenes Eigenspannungsprofil ohne Fremdbelastung einstellt. Auf diese Weise kann die Festigkeit des Verbundes ohne Einschränkungen genutzt werden. Es besteht keine Gefahr, dass eine unbekannte Eigenspannung mit der Lastspannung überlagert zu einem „verfrühten“ Versagen des Bauteils führt. Für die Kategorie der Strukturbauteile sind die PEEK-basierten FKV eher geeignet, da sie die höheren Festigkeiten besitzen. Bei Strukturbauteilen ist der Schritt vom Metall zum FKV-Bauteil erst mit deutlich höheren Belastungen sinnvoll.

Bei den Bauteilen mit Liner stellt sich der Sachverhalt je nach Ausführung anders dar. Anwendungen mit Kunststoffliner, z.B. die in Kapitel 1 angesprochenen Überlandleitungen für Erdgas mit FKV-Verstärkung, zeichnen sich durch einen Liner aus, der keinen nennenswerten Beitrag zur Druckfestigkeit leistet. Die Drücke sind hier ebenso wie die Temperaturen in Bereichen, die sich mit faserverstärkten Standard-Kunststoffen abdecken lassen. Der Preis spielt hier eine sehr viel stärkere Rolle, da es in Anbetracht des relativ niedrigen Drucks durchaus noch technische Alternativen

zu FKV-Rohren gibt. Die Vorteile von FKV-Rohren liegen wie bereits erwähnt in der deutlich höheren Flexibilität, die sowohl bei der oberirdischen als auch bei der unterirdischen Verlegung der Rohre die auftretenden Verformungen dafür sorgt, dass die Rohre die Verformungen tolerieren ohne Schaden zu nehmen. erinnert man sich an die in Kapitel 1 genannten Maximaldrücke von 16 bar, die ohne Verstärkung möglich sind, so ist es mehr als wahrscheinlich, dass in naher Zukunft die ersten Erdgasrohre mit deutlich höheren Drücken für den Überlandtransport in faserverstärkter Bauweise eingesetzt werden. Für solche Anwendungen kommt ein Liner aus dem gleichen Material wie die Matrix zum Einsatz. Die möglichen Verspannungen zwischen Liner und Verstärkung fallen also gering aus und eine sinnvolle Eigenspannungseinbringung für solche Bauteile sollte die Lastspannungen im FKV selbst im Sinne von Bild 2.6 egalisieren.

Anders sieht es aus, wenn man Hochdruckanwendungen betrachtet. Im Folgenden ist exemplarisch dargestellt, wie Bauteile unter Innendruck mit Liner gestaltet werden müssen, und welcher Nutzen aus den induzierten Eigenspannungen gezogen werden kann. In Bild 7.1 sind die Ergebnisse der Berechnungen für den genannten Fall dargestellt. Sie wurden mit der in Kapitel 2.2.3 beschriebenen Simulationssoftware ermittelt.

In Bild 7.1 ist dargestellt, welche Einsparung an Material sich durch ein optimiertes Eigenspannungsprofil bei einem Innendruck von 700 bar erzielen lässt. Es wurden 10 Lagen GF/PP auf einen entsprechenden Stahlliner aufgewickelt. Die Bandspannung hatte einen Startwert von 2 N und wurde pro Lage um 15 N gesteigert. Im optimalen Fall konnte so eine Materialeinsparung entsprechend 15 % der Wanddicke erreicht werden. Das entspricht einer Gewichtseinsparung von 23 %. Für einen Innendruck von 200 bar ergibt sich noch eine Materialeinsparung von 5,14 % und eine Gewichtseinsparung von 5,24 %.

Das verwendete Plytron-Tape hat einen relativ geringen Faservolumenanteil von nur 35 %. Verwendet man Halbzeuge mit höheren Festigkeiten und höheren Faservolumengehalten, so sinkt der Nutzen bei diesen hohen Drücken schnell ab, da die erreichbaren Verbesserungen gegenüber der Ausgangsfestigkeit relativ geringer ausfallen.

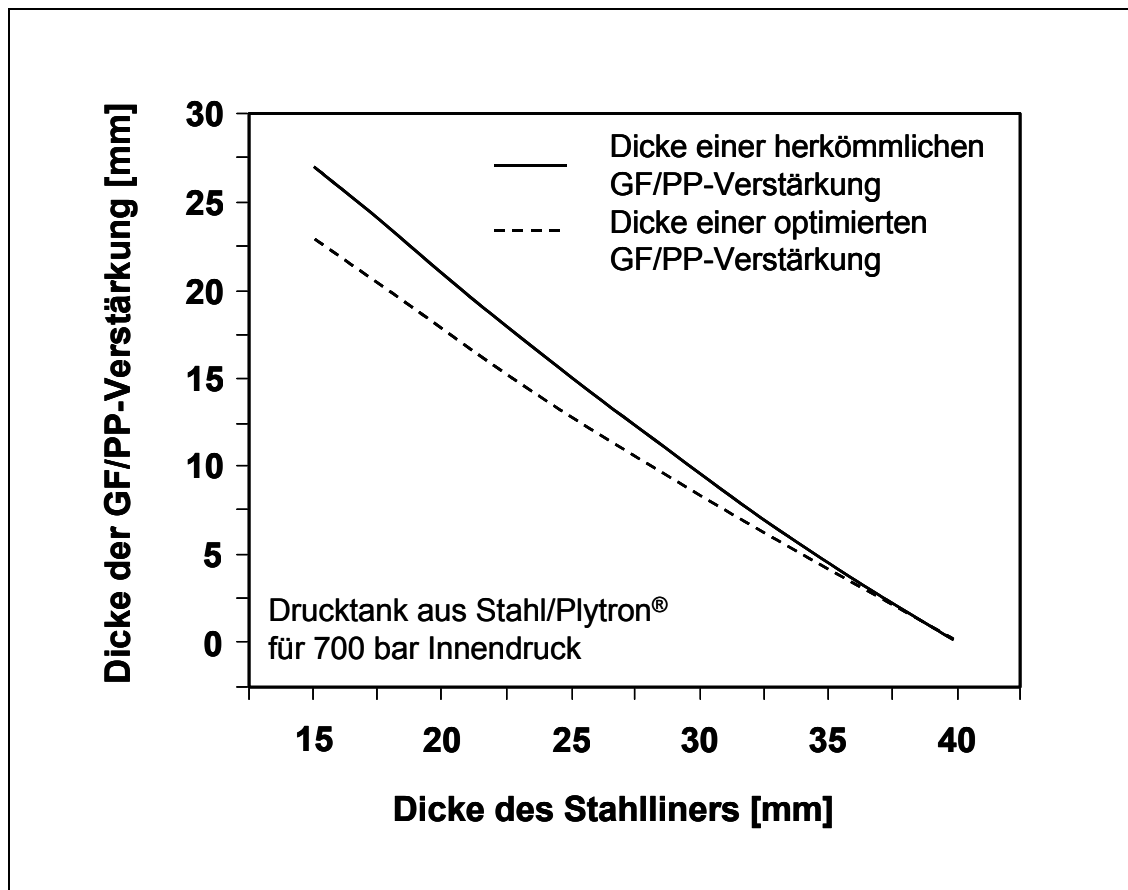


Bild 7.1: Materialeinsparung durch induzierte Eigenspannungen bei GF/PP-Druckrohren

Angesichts von ernsthaften Bestrebungen Erdgasdrucktanks mit 350 bar oder auch Wasserstoffdrucktanks mit 700 bar aus Stahl mit GF/PP Verstärkungen herzustellen, kann dennoch von einem deutlichen Einsparpotenzial gesprochen werden. Der zusätzliche Aufwand bei der Herstellung geht gegen Null und die Investitionen in die Anlagentechnik belaufen sich auf unter 1.000 € für die verwendeten Zukaufteile. Für eine entsprechend hohe Stückzahl, wie sie bei den in der Einführung genannten Druckbehältern für Erdgas- bzw. Wasserstofffahrzeuge gegeben ist, amortisiert sich diese Investition in einem verschwindend geringen Zeitraum. Es bleibt jedoch noch zu klären, ob sich das Verfahren in die entsprechenden Zulassungsbestimmungen für Druckbehälter und Rohre einbringen lässt.

8 Zusammenfassung

Die Herstellung von Rohren und Behältern im Wickelverfahren hat sich im Bereich der Faserkunststofffertigung etabliert. Die Produktion beschränkt sich bis dato hauptsächlich auf das Nasswickeln, die Herstellung von thermoplastischen Bauteilen steht aber heute an der unmittelbaren Schwelle zur Großserienfertigung. Üblicherweise werden hier vollkonsolidierte, thermoplastische, endlosfaserverstärkte Tapes verarbeitet, in dem sie aufgeschmolzen und dann abgelegt werden. Je nach Anwendung kommen sowohl Standardkunststoffe wie Polypropylen als auch Hochleistungskunststoffe wie Polyetheretherketon als Matrix zum Einsatz. Als Verstärkungsfasern findet man vornehmlich Glas- und Kohlenstofffasern.

Die Anwendungen finden sich zunehmend im Bereich der Hochdruckbauteile, wie Drucktanks für die Erdgas- und Wasserstoffspeicherung oder Druckleitungen für deren Transport. Bei der Auslegung solcher Bauteile wird von idealisierten Materialkennwerten ausgegangen. Die den Faserkunststoffen immanenten thermischen Eigenspannungen finden nur in Form des Sicherheitsbeiwertes Berücksichtigung bei der Versagensvorhersage.

In der vorliegenden Arbeit wurden die Zusammenhänge bei der thermischen Eigenspannungsbildung aufgezeigt. Es wurden Verfahrensweisen beschreiben, die es ermöglichen, diese Eigenspannungen zu minimieren bzw. Eigenspannungen in ein Bauteil zu induzieren, die - im Gegensatz zu den thermischen - einen strukturellen Nutzen mit sich bringen.

In den Untersuchungen wurde hierzu die Eigenspannungen in Umfangsrichtung gemessen. Als Messmethode kam ein Auftrennverfahren zum Einsatz, bei dem ein Segment in axialer Richtung aus einer Ringprobe herausgetrennt wurde und die sich einstellende Verformung an der Innen- und Außenseite mit Dehnungsmessstreifen aufgenommen wurde.

Um den strukturellen Nutzen erzielen zu können, wurden die Einflussgrößen bei der Eigenspannungsbildung im Wickelprozess in einem teilfaktoriellen Versuchskonzept in einer statistischen Versuchsplanung ermittelt. Als Einflussgrößen wurden der Wickelwinkel, die Kerntemperatur, die Bauteilaulagerung, die Wanddicke und die Bandspannung ausgemacht. In einer Parameterstudie wurden die Einflüsse der genannten Prozesskenngrößen ermittelt. Bei steigendem Wickelwinkel steigt der Einfluss der Eigenspannungen auf die gemessene Umfangsdehnung unabhängig von

deren Ausprägung. Die Kerntemperatur bestimmt maßgeblich die Temperaturdifferenz, die zu einer Verspannung von Fasern und Matrix aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten zur Verfügung steht. Je kleiner diese Differenz ist, desto geringer fallen die thermischen Eigenspannungen aus. Eine Umkehr des Eigenspannungsprofils hin zu strukturellem Nutzen durch hohe Auslagerungstemperaturen bei gleichzeitiger Innenkühlung ist aufgrund der Randbedingungen nur theoretisch möglich. Mit der Bauteildicke steigt entsprechend der Betrag der Eigenspannung. Die Dicke sollte aber nicht zu Lasten einer Überdimensionierung verändert werden.

Die Einflussnahme über die Bandspannung führte zu dem gewünschten strukturellen Nutzen. Es wurden daraufhin unterschiedliche Bandkraftverläufe untersucht.

Ergebnis der Untersuchungen war, dass letztlich ein Bandspannungsprofil gewählt werden sollte, dass mit der Wanddicke ansteigt. Außerdem wurde der Einfluss der Temperaturführung auf die Konsolidierungsqualität und die Eigenspannungsrelaxation untersucht. Die Temperaturen des Substrats sollten die Schwelle der Kristallitbildung nach dem Ablegen nicht wieder überschreiten, da sonst ein Großteil der Eigenspannungen relaxiert.

Es wurden Bauteile mit strukturell nutzbaren Eigenspannungen hergestellt und über einen längeren Zeitraum ausgelagert, um die Relaxation für den Betrieb beurteilen zu können. Bei Raumtemperatur zeigten sich keine Relaxationserscheinungen. Bei einer Auslagerungstemperatur von 80 °C sanken die Werte der induzierten Eigenspannungen auf die Hälfte bis ein Drittel des Ausgangswerts. Für den Betrieb bei Umgebungsbedingungen sollte also für eine ausreichend lange Betriebszeit ein struktureller Nutzen zur Verfügung stehen.

In Untersuchungen zum Ausmaß des strukturellen Nutzens konnte gezeigt werden, dass für innendruckbelastete Bauteile mit Stahl liner und Glasfaser-Polypropylen-Verstärkung und einem Nenninnendruck von 700 bar bei optimalen Prozessparametern eine Materialeinsparung von bis zu 23 % des Gewichts möglich ist.

Die beschriebene Optimierung von Bauteilen kann immer nur für einen Betriebspunkt erfolgen. Die erforderlichen Zusammenhänge wurden identifiziert. Optimale Resultate können nur durch eine umfassende Kontrolle der Prozessparameter umgesetzt werden. Zu deren Bestimmung sollte wegen des hohen Aufwands auf ein numerisches Verfahren zurückgegriffen werden, wie es z.B. am IVW entwickelt wurde.

9 Anhang

Tabelle 9.1: Zusammenstellung der verwendeten Materialkennwerte

| <u>Materialkennwerte</u> | CF/PEEK | GF/PEEK | GF/PP |
|---|------------------------|------------------------|--------------|
| Faservolumengehalt [%] | 61 | 61 | 35 |
| Dichte [g/cm ³] | 1,48 | 2,01 | 1,59 |
| Zugfestigkeit [MPa] | 2300 | 2000 | 720 |
| Zugmodul (E ₁) [GPa] | 129 | 55 | 28 |
| Zugmodul (E ₂) [GPa] | 10,2 | 10,2 | 4 |
| Schubmodul (G ₁₂ /G ₂₁) [GPa] | 5,7 | 5,7 | 1,39 |
| Querkontraktionszahl (ν ₁₂) | 0,3 | 0,3 | 0,3 |
| Querkontraktionszahl (ν ₂₁) | 0,15 | 0,15 | 0,15 |
| Glasübergangstemperatur [°C] | 143 | 143 | -10 |
| Rekristallisationstemperatur [°C] | 170 | 170 | - |
| Kristallitschmelztemperatur [°C] | 289 | 289 | 110-135 |
| Schmelztemperatur [°C] | 345 | 345 | 168 |
| Spez. Wärmekapazität [kJ/kg] | 1,1 | 0,705 | - |
| Temperaturleitzahl in Faserrichtung [m ² /s] | 2,8 x 10 ⁻⁶ | 4,7 x 10 ⁻⁶ | - |
| Wärmeleitzahl in Faserrichtung [W/mK] | 4,92 | 0,67 | - |

10 Literaturverzeichnis

- [1] Neitzel, M.; Mitschang, P. (Hrsg.): Handbuch der Verbundwerkstoffe, Hanser: München, 2004
- [2] Schürmann, H.: Zur Erhöhung der Belastbarkeit von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbunden durch gezielt eingebrachte Eigenspannungen. Fortschritt Berichte Reihe 1 Nr. 170, Düsseldorf: VDI-Verlag GmbH, Dissertation, 1989
- [3] Schlimbach, J.; Neitzel, M.: Technisch-wirtschaftliche Entwicklung. In: Neitzel, M.; Mitschang, P. (Hrsg.): Handbuch der Verbundwerkstoffe, Hanser: München, 2004, S. 1-22
- [4] BGW Bundesverband der deutschen Gas- und Wasserwirtschaft (Hrsg.): <http://www.bundesverband-gas-und-wasser.de/bgw/cng-marketing/>, Potenzialermittlung und Statistik (11.08.2004)
- [5] Kraftfahrtbundesamt (Hrsg.): Bestand an Kraftfahrzeugen und Kraftfahrzeuganhängern 1970 bis 2005 nach Fahrzeugarten, <http://www.kba.de> unter Statistiken, Kraftfahrzeuge und –anhänger, Kraftfahrzeugstatistiken zum Bestand und seinen Veränderungen, Kraftfahrzeuge und –anhänger nach Fahrzeugen (06.04.2005)
- [6] Bundesministerium der Finanzen (Hrsg.): Lexikon Steuern A-Z, Mineralölsteuer, <http://www.bundesfinanzministerium.de/Service/Lexikon-Steuern-A-Z-.580.1378/Lexikon/Mineraloelsteuer.htm> (10.08.2004)
- [7] Das Erdgasfahrzeug (Hrsg.): <http://www.erdgasfahrzeuge.de>, unter 0. Fahrzeuge, Fahrzeugangebot (11.08.2004)
- [8] Kadlubek, S.: Citroën Deutschland AG, Referenznummer 231796, Auskunft per e-mail, 23.07.2004
- [9] Fr. Römer: Fiat Kundenbetreuung Heilbronn, telefonische Auskunft, 16.07.2004

- [10] Fiat Automobil AG (Hrsg.): Produktbeschreibung, http://www.fiat.de/obs/pdfs/multipla_fiat.pdf (23.06.2004)
- [11] Ford-Werke AG (Hrsg.): Erdgaskatalog, <http://www.ford.de/nst/erdgas-fahrzeuge/-/#> (11.08.2004)
- [12] Opel Special Vehicles GmbH (Hrsg.): Opel Astra, <http://www.erdgas-fahrzeuge.de>, Fahrzeuge, Fahrzeugangebot (11.08.2004)
- [13] Opel Special Vehicles GmbH (Hrsg.): Opel Zafira, <http://www.erdgas-fahrzeuge.de>, Fahrzeuge, Fahrzeugangebot (11.08.2004)
- [14] Henke, J.; Kemmler, R.: Antriebskonzept des bivalenten Erdgasfahrzeugs Mercedes-Benz E200 NGT – Vortragsmanuskript für die Akademie des deutschen Kraftfahrgewerbes. Zum Zitieren per E-mail überlassen von Hr. Henke, (14.03.2005)
- [15] Volkswagen AG (Hrsg.): VW Golf BiValent, http://www.kunden.01dd.de/erdgas2004/infospalte/downloads/VW_GoBiFuel_Str_Inl_08_03.pdf (11.08.2004)
- [16] Volvo Car Corporation (Hrsg.): Volvo Bifuel, <http://vcc.volvocars.se/bifuel> (11.08.2004)
- [17] Dynetek: Erdgasdruckbehälter im Fahrzeugbau, 2005. - Firmenschrift
- [18] Stadtwerke Reutlingen (Hrsg.): <http://www.stadtwerke-reutlingen.de/fairenergie/04energiewasser/erdgasversorgung.htm> (07.03.2005)
- [19] Comat (Hrsg.): Dexwin® Prospekte, <http://www.comat.de/files/DExWin.pdf> (07.03.2005)
- [20] Friatec (Hrsg.): http://www.friatec.de/content/Germany/friatec_neu/Products/refresh#Frialen (07.03.2005)
- [21] Schlottermüller, M.; Neitzel, M.; Schledjewski, R.; Beresheim, G.: Wickel- und Legetechnik. In: Neitzel, M. (Hrsg.); Mitschang, P. (Hrsg.): Handbuch der Verbundwerkstoffe, Hanser: München, 2004, S. 243-267

-
- [22] Peters, S.; Humphrey, W.; Foral, R.: Filament Winding Composite Structures Fabrication, 2nd edition. SAMPE, 2003
- [23] Saint Gobain (Hrsg.): Properties of Twintex Material. 2004, http://www.twintex.com/pdf/sgvx_twintex_RPP.pdf (10.08.2004)
- [24] Gurit Suprem (Hrsg.): Technical data sheets 2004, http://files.guritsuprem.com/files/Plytron_TDS_March04.pdf (10.08.2004)
- [25] Gurit Suprem (Hrsg.): Technical data sheets. 2004, http://files.guritsuprem.com/files/SUPreM_Tape_Material_Selector_April04.pdf (10.08.2004)
- [26] Cytec Fiberite Inc.: Thermoplastic Composite Materials Handbook, 1999, Herstellerdatenblatt
- [27] Dominighaus, H.: Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften. Springer, Heidelberg, New York, 1998
- [28] OPM Oxford Performance Materials Inc. (Hrsg.): Thermoplastic polymer products, unfilled grades, http://www.oxfordpm.com/unfilled_grades.htm (11.08.2004)
- [29] Hauptert, F.; Friedrich, K.: Processing-related consolidation of high speed filament wound continuous fibre/thermoplastic composite rings. Composites Manufacturing. 6 (1995), 3-4, S. 201-204
- [30] Rosselli, F.; Santare, M.; Güceri, S.: Effects of processing on laser assisted thermoplastic tape consolidation. Composites Part A. (1997), 28A, S. 1023-1033
- [31] Shih, P.; Loos, A.: Design of Experiments Analysis of the online consolidation process. 'Proceedings of ICCM-11', Gold Coast, Australia/14.-18.7.1997, (1997), S.1-12
- [32] Funck, R.: Entwicklung innovativer Fertigungsverfahren zur Verarbeitung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste im Wickelverfahren. Fortschritt-Berichte VDI-Reihe 2 Nr. 393, Dissertation, VDI Verlag, Düsseldorf, 1996

- [33] Beloy, J.; Mantell, S.: Experimental investigation of in-situ consolidation of thermoplastic matrix composites. *Journal of Materials Processing & Manufacturing Science*. Vol. 4 (1996), 4, S. 279-297
- [34] Shih, P.-J.: On-line consolidation of thermoplastic composites. Blacksburg Virginia, Virginia Polytechnic Institute and State University, Dissertation, 1997
- [35] Jao Jules, E.: Thermomechanical couplings and manufacture conditions of thermosetting composite materials with heating by dielectric hysteresis. '10th European Conference on Composite Materials (ECCM-10)', Brügge, Belgien, 3.-7. Juni 2002
- [36] Macherauch, E.; Wohlfahrt, H.; Wolfstieg, U.: Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. *Härterei - Technische Mitteilungen HTM*. 3 (1973), 28, S. 201-211
- [37] Tzeng, J.; Pipes, R.: Thermal residual stress analysis for in-situ and post consolidated rings. *Composites manufacturing*. 3 (1992), 4, pp 273-279
- [38] Eduljee, R.; Gillespie Jr., J.; McCullough, R.: Residual stress development in neat poly(etheretherketone). *Polymer engineering and Science*. 34/1994 (1994), 6, S. 500-506
- [39] Hachmi, B.; Vu-Knanh, T.: Crystallization Mechanism in PEEK/ Carbon Fiber Composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*. 10 (1997), S. 488-501
- [40] Velisaris, C.; Seferis, J.: Crystallization Kinetics of Polyetheretherketone (PEEK) Matrices. *Polymer engineering and Science*. Vol. 26 (1986), 22, S. 1574-1581
- [41] Chen, M.; Chung, C.: Crystallinity of isothermally and nonisothermally crystallized poly (ether ether ketone) composites. *Polymer Composites*. 19 (1998), 6, S.689-697
- [42] Ehrenstein, G.; Riedel, G.; Trawiel,P.: *Praxis der thermischen Analyse von Kunststoffen*. Hanser, München, Wien, 1998

-
- [43] Tierney, J.; Gillespie, J. Jr.: Crystallisation kinetics behavior of PEEK based composites exposed to high heating and cooling rates. *Composites Part A*. Vol. 35A (2003), 5, S. 547-558
- [44] Di Lorenzo, M.; Silvestre, C.: Non-isothermal Crystallization Of Polymers. *Prog. Polymer Science*. 24/1999 (1999), 0079-6700/99, pp 917-950
- [45] Youssef, Y.: Thermoformed Glass Fiber Reinforced Polypropylene: Microstructure, mechanical Properties and Residual Stresses. '42. International Sampe Symposium and Exhibition', Long Beach, Californien, 4.-8. Mai 1997, (1997), S. 134-136
- [46] Nairn, J.: Thermoelastic analysis of residual stresses in unidirectional, high-performance composites. *Polymer Composites*. Vol. 6 (1985), No. 2, S.123-130
- [47] Youssef, Y.; Denault, J.: Residual stresses in continous glass fiber/Polypropylene composite thermoformed parts. '43. International Sampe Symposium and Exhibition', Long Beach, Californien/31.5.-4.6.1998, (1998), S. 641-651
- [48] Sonmez, F.: Analysis of process-induced residual stresses in tape placement. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*. Nov. 2002 (2002), 15, S. 525-544
- [49] Chapman, T.; Gillespie, Jr., J.; Pipes, R.; Manson, J.; Seferis, J.: Prediction of process-induced residual stress in thermoplastic composites. *Journal of Composite Materials*. Vol. 24 (1990), Juni 1990, S. 616-643
- [50] Tierney, J.; Eduljee, R.; Gillespie, Jr., J.: Material response during robotic tow placement of thermoplastic composites. '11th Annual Advanced Composites Conference', Dearborn, Michigan, USA, 6.9.11.1995, (1995), S. 315-329
- [51] Ghasemi Nejhad, M.; Gillespie, Jr., J.; Cope, R.: Prediction of process-induced stresses for in-situ thermoplastic filament winding of cylinders. 'CAD-COMP', Delaware, Newark, (1992), S. 225-253

- [52] Cirino, M.; Pipes, R.: In-situ consolidation for the thermoplastic composite ring - residual stress state. *Composites Manufacturing*. Vol. 2/91 (1991), No. 2, S. 105-113
- [53] Olson, W.; Bert, C.: Analysis of residual stresses in bars and tubes of cylindrically orthotropic materials. *Experimental Mechanics*. (1966), S. 451-457
- [54] Dewey, B.; Knight Jr., C.: Experimental and theoretical determination of residual stresses in filament-wound rings. Union Carbide Corporation Nuclear Division, Y-12 Plant, Oak Ridge Tennessee, Contract W-7405-eng-26 with the US Atomic Energy Commission, Document Y-1701 TID-4500, 1970. - Firmenschrift
- [55] Filiou, C.; Galiotis, C.; Batchelder, D.: Residual Stress distribution in carbon fibre/thermoplastic matrix pre-impregnated composite tapes. *Composites*. 23 (1992), 1, S. 28-38
- [56] Güngör, S.: Residual stress measurements in fiber reinforced titanium alloy composites. *Acta Materialia*. 2002 (50), S. 2053-2073.
- [57] Aleong, C.; Munro, M.: Effect of Winding Tension and Cure Schedule on Residual Stresses in Radially-Thick Fiber Composite Rings. *Polymer Engineering and Science*. 31 (1991), 18, S. 1344-1350
- [58] Di Vita, G.; Perugini, P.; Kenny, J.; Marchetti, M.: Process simulation models for filament winding technology. 'ICCM, International Conference on Composite Material', Antonio Miravete, Dep. Of Mechanical Engineering, Univ. of Zaragoza (Ed.), Madrid/12-16.07.1993. Woodhead publishing Limited, Abington Cambridge (1993), S. 438-446
- [59] Schlottermüller, M.; Lü, H.; Roth, Y.; Himmel, N.; Schledjewski, R.; Mitschang, P.: Thermal residual stress simulation in thermoplastic filament winding process. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2003, 16(6), S. 497-519
- [60] D'Arcy, H.: *Les fontaines publiques de la ville de Dijon*, Victor Delmont, Paris, 1856

-
- [61] Lee, S., Springer, G.: Filament winding cylinders: I. Process model. *Journal of Composite Materials*, 24, 1990, S. 1270-1285
- [62] Mayer, C.; Wang, X.; Neitzel, M.: Macro- and micro impregnation phenomena in continuous manufacturing of fabric reinforced thermoplastic composites. *Composites Part A*, 29A, 1998, S. 783-793
- [63] Grulke, E.: *Polymer processing engineering*. Englewood Cliffs, NJ: PTR Prentice Hall, 1994
- [64] Lü, H.; Schlottermüller, M.; Himmel, N.; Schledjewski, R.: Effects of tape tension on residual stress in thermoplastic composite filament winding. Im Januar 2005 zur Veröffentlichung angenommen im *Journal of Thermoplastic Composite Materials*
- [65] Lü, H.; Roth, Y.; Himmel, N.: Thermal residual stress analysis of filament wound thermoplastic composites. '10th European Conference on Composite Materials (ECCM-10)', Brügge, Belgien, 3.-7. Juni 2002
- [66] Krottmaier, J.: *Versuchsplanung: Der Weg zur Qualität des Jahres 2000*. Zürich: TÜV Rheinland, 1991
- [67] Norm ASTM D 2290-92: Standard test method for apparent tensile strength of ring or tubular plastics by split disc method
- [68] Wentzel, S.: *Verfahren zur Herstellung endlosfaserverstärkter Rohre mit thermoplastischer Matrix und Analyse von Eigenspannungen*. Aachen: Shaker, 2000
- [69] Gould, P.: *Static analysis of shells*. Toronto: Lexington Books, 1977
- [70] Michaeli, W.; Huybrechts, D.; Wegener, M.: *Dimensionieren mit Faser-verbundkunststoffen*, München-Wien, Carl Hanser, 1994
- [71] Scheffler, E.: *Einführung in die Praxis der statistischen Versuchsplanung*. Leipzig. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1986

-
- [72] Rasch, D.; Verdooren, L.; Gowers, J.: Fundamentals in the design and analysis of experiments and surveys. München, Wien, Oldenburg. Wissenschaftsverlag GmbH, 1999
- [73] Dean, A.; Voss, D.: Design and analysis of experiments. New York, Heidelberg. Springer, 1999
- [74] Carpenter, C.; Colton, J.: On-line consolidation mechanisms in thermoplastic filament winding (tape laying). '38th International SAMPE Symposium and Exhibition'. Anaheim, Californien, USA, 10-13. 05.1993, (1993), S. 205-216
- [75] Schlottermüller, M.; Schledjewski, R.; Mitschang, P.: Residual stress in thermoplastic filament wound parts. '10th European Conference on Composite Materials (ECCM-10)', Brügge, Belgien, 3.-7. Juni 2002
- [76] Schlottermüller, M.; Schledjewski, R.; Mitschang, P.: Influence of process parameters on residual stress in thermoplastic filament-wound parts. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Vol. 218 Part L: Journal of Materials: Design and Application, No. 2 (2004), S. 157-164
- [77] Norm ASTM D 2344-84: Standard test method for apparent interlaminar shear strength of parallel fiber composites by short-beam shear method
- [78] Rosselli, F.; Santare, M.: Comparison of the short beam shear (SBS) and interlaminar shear device (ISD) tests. Composites Part A. 1997 (1997), 28A, S. 587-594.
- [79] Lauke, B.; Beckert, W.; Schneider, K.: Interlaminar Shear Strength Evaluation of Curved Composite Samples. Applied Composite Materials. 1994 (1994), 1, S. 267-271
- [80] De Gennes, P.G.: Reptation of a polymer chain in the presence of fixed obstacles, Journal of Chemical Physics, Vol. 55 (1971), No. 2, S. 572-579
- [81] Dara, P., Loos, A.: Thermoplastic matrix composite processing model, Center for Composite Materials and Structures, Report CCMS-85-10, VPI-E-85-21, Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, Virginia (1985)

-
- [82] Lee, W., Springer, G.: A Model of the manufacturing process of thermoplastic matrix composites. *Journal of Composite Materials*. Vol. 21 (1987), S. 1017-1055.
- [83] Mantell, S., Springer, G.: Manufacturing process models for thermoplastic composites, *Journal of Composite Materials*. Vol. 26 (1992), No. 16, S. 2348-2377
- [84] Butler, C., McCullough, R., Pitchumani, R.: An analysis of mechanisms governing fusion bonding of thermoplastic composites, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Vol. 11 (1998), S. 338-363
- [85] Yang, F., Pitchumani, R.: Fractal description of interlaminar contact development during thermoplastic composites processing, 'ANTEC '99', New York, USA (1999), S. 1316-1320
- [86] Wolf, K.: *Physik und Chemie der Grenzflächen*, Band 1 und 2, Springer, Berlin, Heidelberg, 1957/59
- [87] Schlarb, A.: *Zum Vibrationsschweißen von Polymerwerkstoffen*. Dissertation, Universität – Gesamthochschule Kassel, 1989
- [88] Bonten, C.: *Beitrag zur Erklärung des Wirkmechanismus in Schweißverbindungen aus teilkristallinen Thermoplasten*, Dissertation, Universität – Gesamthochschule Kassel, Shaker Verlag, 1998
- [89] Schlottermüller, M.; Schledjewski, R.: Gezielte Eigenspannungsbeeinflussung in gewickelten, faserverstärkten Thermoplastbauteilen. *Verbundwerkstoffe – 14. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Hrsg. H.P. Degischer, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, S. 458-463
- [90] Baehr, H.; Stephan, K.: *Wärme- und Stoffübertragung*. 2. Aufl., Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 1996
- [91] Verein Deutscher Ingenieure: *VDI-Wärmeatlas*. 3. Aufl., Düsseldorf: VDI-Verlag GmbH, 1977
- [92] Gebhart, B.: *Heat transfer*, 2., Aufl., New York,: McGraw-Hill Book Company, 1971

- [93] Baukal, C.; Gebhart, B.: Oxygen-enhanced/natural gas flame radiation. International Journal of Heat and Mass Transfer. Vol. 40 (1997), 11, S. 2539-2547
- [94] PPG (Hrsg.): Product Overview, Properties, http://www.ppg.com/fgs_main/product/overview.htm#properties (04.03.2005)
- [95] Beresheim, G.: Thermoplast-Tapelegen – ganzheitliche Prozessanalyse und –entwicklung. IVW-Schriftenreihe Band 32, Dissertation. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2002
- [96] Schwarz, O. (Hrsg.); Ebeling, F.; Schirber, H.; Huberth, H.; Schlör, N.: Kunststoffkunde. 3., Aufl., Würzburg: Vogel, 1990
- [97] BPI Boedeker Plastics Inc. (Hrsg.): PEEK (Polyetheretherketone) Specifications. 2005, http://www.boedeker.com/peek_p.htm (19.06.2005)

Liste der betreuten Studienarbeiten:

Henrik Schott, 2002

Konstruktion eines Spulenständers mit integrierter Online-Qualitätssicherung und Umspulfunktion

Thomas Bayerl, 2003

Konzeption einer Mehrkopfwickelanlage mit radialer Zuführung

Sascha Scherrer, 2003

Untersuchungen zum Abbau induzierter Eigenspannungen in thermoplastischen gewickelten Probekörpern

Sibylle Fillmann, 2004

Optimierung einer neuartigen Imprägniereinheit