

Konsolidierung thermoplastischer Verbundwerkstoffe – Phänomene, Modellvorstellungen und Vorhersagefähigkeit

Masterarbeit

verfasst von

Marco Moser, BSc

erstellt am

**Lehrstuhl für Verarbeitung von Verbundwerkstoffen
Department Kunststofftechnik
Montanuniversität Leoben**



Betreuung und Begutachtung: Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.-Ing. Ralf Schledjewski

Leoben, im Dezember 2014

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Datum

Unterschrift

Danksagung

Diese Masterarbeit möchte ich meinen Freunden, meiner Familie und dabei ganz besonders meinen Eltern widmen, da sie immer großes Interesse an meinem Studium gezeigt und mich zu jedem Zeitpunkt unterstützt haben.

Weiters möchte ich mich beim Leiter des Lehrstuhls für Verarbeitung von Verbundwerkstoffen Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.-Ing. Ralf Schledjewski für die Zusammenarbeit bedanken und dafür, dass er mir die Möglichkeit gab, meine Masterarbeit als studentischer Mitarbeiter am Lehrstuhl zu erstellen. Vielen Dank für die hilfreichen Anregungen und den fachlichen Input im Zuge meiner Arbeit.

Kurzfassung

Diese Masterarbeit zeigt den aktuellen Stand der Technik über die Konsolidierung von thermoplastischen Verbundwerkstoffen und damit einen der entscheidenden Schritte bei ihrer Verarbeitung. Der Fokus liegt auf den dabei auftretenden Phänomenen, den entwickelten Modellvorstellungen und der Vorhersagefähigkeit dieser Konsolidierungsmodelle. Die Arbeit basiert hierfür auf einer umfassenden Literaturrecherche und Analyse über internationale Forschungs- und Entwicklungsaktivitäten auf dem Gebiet der Simulation des Konsolidierungsprozesses. Die Konsolidierung wird darin zunächst allgemein, losgelöst von prozessspezifischen Aspekten, betrachtet. Dabei werden die im Zuge der Konsolidierung ablaufenden Phänomene Laminatverdichtung, Dynamik der Poren, molekulare Durchdringung sowie thermische Alterung erläutert und die dafür entwickelten Modelle dargelegt. Darauf aufbauend wird auf die besonderen Aspekte bei der Konsolidierung von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten (Tapes, Towpregs) eingegangen. Besonders herausfordernd ist die Erzielung einer guten Konsolidierung, wenn diese im Zuge von kontinuierlich laufenden Prozessen erreicht werden soll. Dies ist insbesondere bei kontinuierlichen Legeprozessen der Fall. Ein Schwerpunkt dieser Masterarbeit liegt daher im Bereich des kontinuierlich arbeitenden Thermoplast-Legeverfahrens und des Thermoplastschweißens. In dieser zusammenfassenden, systematischen Darstellung zum aktuellen Stand der Technik wird ein besonderes Augenmerk der Frage nach der Gültigkeit, der Aussagekraft und der Form bzw. dem Grad der Verifikation der entwickelten Konsolidierungsmodelle gewidmet. Darüber hinaus ist abschließend eine Forschungslandkarte abgeleitet, welche insbesondere die derzeit aktiven Arbeitsgruppen identifiziert und diese kurz vorstellt.

Abstract

This master thesis shows the state of the art of the consolidation of thermoplastic composites and so one of the key steps in their processing. The focus is on the thereby occurring phenomena, the model concepts developed and the predictive power of these consolidation models. For this, the thesis is based on a comprehensive literature search and analysis of international research and development activities on the simulation of the consolidation process. Consolidation is therein first observed in general, detached from process-specific aspects. The phenomena which occur in the course of consolidation namely laminate compaction, void dynamics, polymer healing as well as thermal aging, are explained and models developed to describe these are illustrated. Building on this, the specific aspects of the consolidation of continuous fiber-reinforced thermoplastics (tapes, towpregs) are addressed. Achievement of good consolidation is especially challenging if it shall be reached in the course of continuously running processes. That is particularly the case with the continuous laying techniques. Therefore, a focus of this master thesis is on the continuously running thermoplastic laying and the thermoplastic welding processes. In this summarizing, systematic description of the current state of the art, special attention is dedicated to the issues of validity, significance and kind as well as degree of verification of the consolidation models developed. Finally a research map is derived. It identifies in particular the currently active research groups and introduces them briefly.

Inhalt

1	Einleitung und Zielsetzung.....	1
2	Allgemeine Betrachtung der Konsolidierung von Thermoplasten	2
2.1	Allgemeine Grundlagen.....	2
2.2	Laminatverdichtung und Ausbildung des innigen Kontakts.....	7
2.3	Dynamik der Poren	17
2.4	Molekulare Durchdringung und Ausbildung der AutohäSION	20
2.5	Konsolidierungsgrad	41
2.6	Thermische Alterung.....	48
2.7	Zusammenfassung der Konsolidierungsmodelle	51
3	Besondere Aspekte bei der Konsolidierung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste.....	56
3.1	Allgemeine Grundlagen.....	56
3.2	Bulk Consolidation von Tapes.....	56
3.3	Bulk Consolidation von Towpregs	63
4	Konsolidierung im Zuge von kontinuierlich arbeitenden Verfahren	69
4.1	Thermoplast-Legeverfahren.....	69
4.1.1	Prozessablauf	70
4.1.2	Prozesssimulation.....	72
4.1.3	Verifikation des newtonschen Verhaltens	82
4.2	Thermoplastschweißen	85
5	Forschungslandkarte mit aktuellen Arbeitsgruppen	93

6	Zusammenfassung.....	101
7	Literatur.....	102
8	Verwendete Symbole und Abkürzungen.....	120
9	Abbildungsverzeichnis.....	121
10	Tabellenverzeichnis.....	124

1 Einleitung und Zielsetzung

Die Konsolidierung stellt einen der entscheidenden Schritte bei der Verarbeitung von faserverstärkten Thermoplasten dar. Entscheidend für das Konsolidierungsergebnis sind u. a. die Verarbeitungstemperatur, der Konsolidierungsdruck, die Prozesszeit und die Form der Kontaktbildung. Besonders herausfordernd ist die Erzielung einer guten Konsolidierung, wenn diese im Zuge von kontinuierlich laufenden Prozessen erreicht werden soll. Dies ist insbesondere bei kontinuierlichen Legeprozessen der Fall. Zum Themenkomplex Konsolidierung sind in der Literatur viele Teilphänomene identifiziert und diskutiert worden. In vielen Fällen wurden Modellvorstellungen entwickelt. Diese sind teilweise phänomenologischen oder auch physikalischen Ursprungs. Die Vorhersagefähigkeit ist in den meisten Fällen auf Teilphänomene begrenzt und nur selten von allgemeiner Natur. Es gibt aber einige Ansätze einer ganzheitlichen Betrachtung und einer darauf aufbauenden Simulationsfähigkeit.

Im Rahmen dieser Masterarbeit wurde eine umfassende Literaturrecherche zum Thema Konsolidierung thermoplastischer Verbundwerkstoffe – Phänomene, Modellvorstellungen und Vorhersagefähigkeit durchgeführt. Die Konsolidierung wird in der vorliegenden Arbeit zunächst allgemein, losgelöst von prozessspezifischen Aspekten, betrachtet. Darauf aufbauend wird auf die besonderen Aspekte bei der Konsolidierung von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten eingegangen. Ein besonderer Schwerpunkt liegt dann im Bereich der kontinuierlich arbeitenden Verfahren. In dieser zusammenfassenden, systematischen Darstellung zum aktuellen Stand der Technik wird ein besonderes Augenmerk der Frage nach der Gültigkeit, der Aussagekraft und der Form bzw. dem Grad der Verifikation gewidmet. Darüber hinaus wird eine Forschungslandkarte abgeleitet, die insbesondere die derzeit aktiven Arbeitsgruppen identifiziert und diese kurz vorstellt.

2 Allgemeine Betrachtung der Konsolidierung von Thermoplasten

2.1 Allgemeine Grundlagen

Die Herstellung von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen kann in die drei physikalischen Hauptprozessschritte **Aufheizen** des Thermoplasten (TP) bis zum schmelzflüssigen Zustand, **Konsolidierung** mit Fügen (Verschweißen) und/oder Umformen sowie schließlich Abkühlen zur **Verfestigung** gegliedert werden.[1, 2] Abbildung 1 zeigt ein typisches Temperatur- und Druckprofil bei diesen Verarbeitungsschritten.

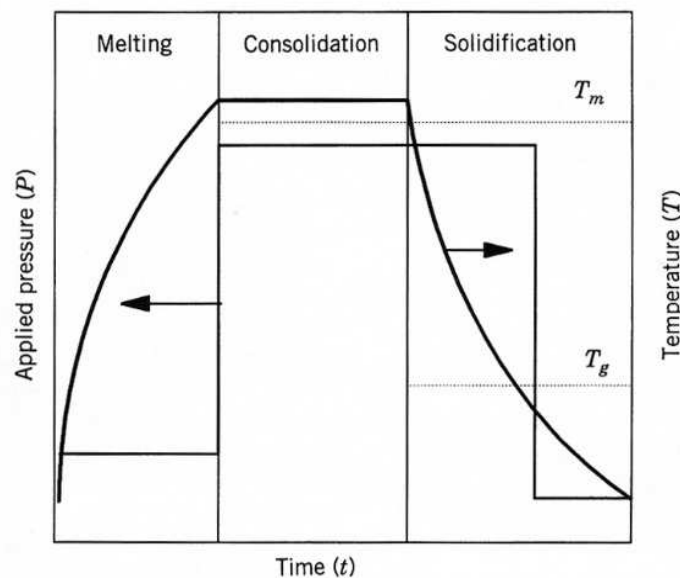


Abbildung 1: Temperatur- und Druckprofil bei der Verarbeitung von teilkristallinen thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen.[2]

Die vorliegende Masterarbeit fokussiert sich dabei nun auf die Konsolidierungsphase. Zum davor ablaufenden Aufheizprozess von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen sei jedoch angemerkt, dass dafür verschiedenste technische Möglichkeiten genutzt werden können, dazu gehören u. a. das Aufheizen mittels H_2/O_2 -Flamme, Heißgas [1, 3-5] (Luft oder Stickstoff), Infrarot [1, 6], Laser [1, 3, 7-9], Induktion [1, 10] oder Ultraschall [11]. Das auf

Laser und Infrarot basierende und damit nicht stoffgebundene Aufheizen ist in diesem Zusammenhang nur bei thermoplastischen Verbundwerkstoffen möglich, die für das jeweilige Strahlungsspektrum nicht durchlässig sind, was vor allem bei kohlenstofffaserverstärkten Thermoplasten der Fall ist.[12]

Die **Konsolidierung** ist nun ein entscheidender Schritt bei der Herstellung von thermoplastischen Verbundbauteilen. Im Folgenden wird diese Konsolidierung von Thermoplasten zunächst allgemein, losgelöst von prozessspezifischen Aspekten, betrachtet. Es handelt sich bei der Konsolidierung im weiteren Sinne um einen Verbindungsprozess, bei dem es durch physikalische Abläufe zu einer Ausbildung von Festigkeit an der Fügestelle kommt.[13] Das Ziel dabei ist, dass die verarbeiteten Halbzeuge miteinander zu einer monolithischen Struktur verbunden werden.[1] Grundsätzlich laufen bei der Konsolidierung vier wesentliche Mechanismen ab, ggf. die Imprägnierung der Fasern, die Laminatverdichtung, die molekulare Durchdringung und die Verfestigung. Die **Imprägnierung der Fasern** findet im Zuge der Konsolidierung dann keine Anwendung, wenn vorimprägnierte Faserhalbzeuge (Prepregs: preimpregnated fibers), und keine trockenen Faserhalbzeuge, eingesetzt werden.[2] Ebenso entfällt die Imprägnierung bei der Verschweißung von thermoplastischen Komponenten. Sehr häufig wird in der Literatur nicht zwischen den Begriffen Konsolidierung und Imprägnierung unterschieden. Die Arbeit von Phillips et al. über die Konsolidierung von kohlenstofffaserverstärkten Polyetherimid (PEI) - Prepregs unterstützt nämlich die Annahme, dass die weiteren Prozesse Laminatverdichtung und molekulare Durchdringung nur einen kleinen Teil der gesamten Konsolidierungszeit beanspruchen. Dieser Anteil wird darin auf die Größenordnung von etwa 1 % quantifiziert. Demzufolge kann der Konsolidierungsprozess ggf. auch als Imprägnierungsprozess gesehen werden. Kurze Zykluszeiten bei der Verarbeitung sind somit vor allem durch den Einsatz von bereits vorimprägnierten Halbzeugen erzielbar.[14, 15] Der eigentliche Füge-, d. h. Verschweißungsprozess lässt sich nun in die zwei Untermechanismen Laminatverdichtung und molekulare Durchdringung unterteilen.[1] Im Zuge der **Laminatverdichtung** werden die Kunststoffoberflächen unter hohem Konsolidierungsdruck und hoher Temperatur aneinander gefügt, bis sich ein vollständiger inniger Kontakt ausgebildet hat. Bei

der Imprägnierung, aber auch beim Aufeinanderpressen von Halbzeugen mit rauen Oberflächen (Interply) im Zuge dieser Laminatverdichtung oder durch Expansion von bestehenden Einschlüssen in den Halbzeugen (Intraply) können sich problematische Luft- oder andere Gaseinschlüsse ergeben. Nur durch Beaufschlagung mit dem Konsolidierungsdruck (und/oder Vakuum [3]) können jene Luft- oder andere Gaseinschlüsse minimiert werden.[2] Der sich bei der Laminatverdichtung wie erwähnt ausbildende innige Kontakt bedeutet, dass idealerweise die gesamten Oberflächenrauheiten der Fügepartner eingeebnet werden, damit sich der Kontakt auch über die gesamte Oberfläche ausbilden kann. Ein guter Kontakt zwischen den Fügepartnern ist wichtig, da nur in den Kontaktbereichen eine mechanisch belastbare Verbindung erzeugt werden kann.[1, 16] Der vollständige innige Kontakt könnte zwar auch mit geringen Konsolidierungsdrücken erreicht werden, dies würde jedoch vergleichsweise lange Prozesszeiten bedeuten.[17] Nun beginnt in den Bereichen, wo sich bereits ein inniger Kontakt ausgebildet hat, der Heilungsprozess des Thermoplasten, die **molekulare Durchdringung**. In Abb. 2 sind die Mechanismen der Laminatverdichtung und molekularen Durchdringung schematisch in ihrem Ablauf dargestellt.

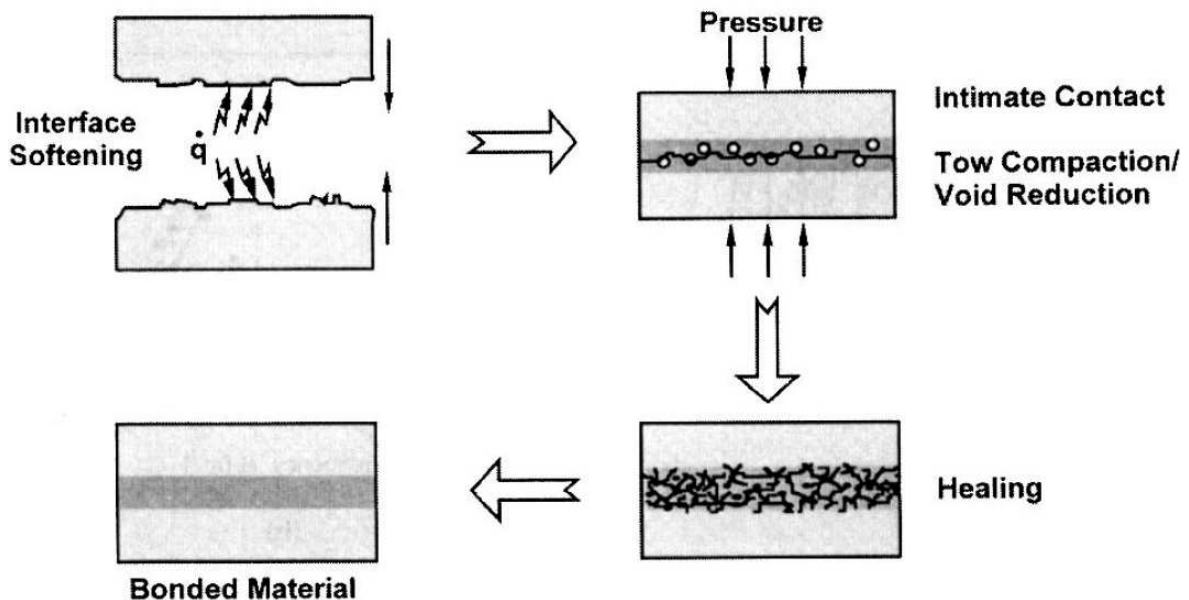


Abbildung 2: Mechanismen bei der Konsolidierung.[18]

Durch die thermische Aktivierung und damit erhöhte Beweglichkeit kommt es bei der molekularen Durchdringung zu einer Interdiffusion von Polymerketten in benachbarte Lagen, wodurch die Kettenenden neue Verhakungen und Verschlaufungen mit Ketten der benachbarten Lage bilden können. So verschwindet die dazwischenliegende Grenzfläche allmählich und die mechanische Festigkeit an der Fugestelle bildet sich aus.[2, 17] Diese Diffusionsvorgänge sind in Abb.3 schematisch dargestellt. Die dadurch entstehenden Adhäsionskräfte bezeichnet man gewöhnlich als Autohäsion.[19]

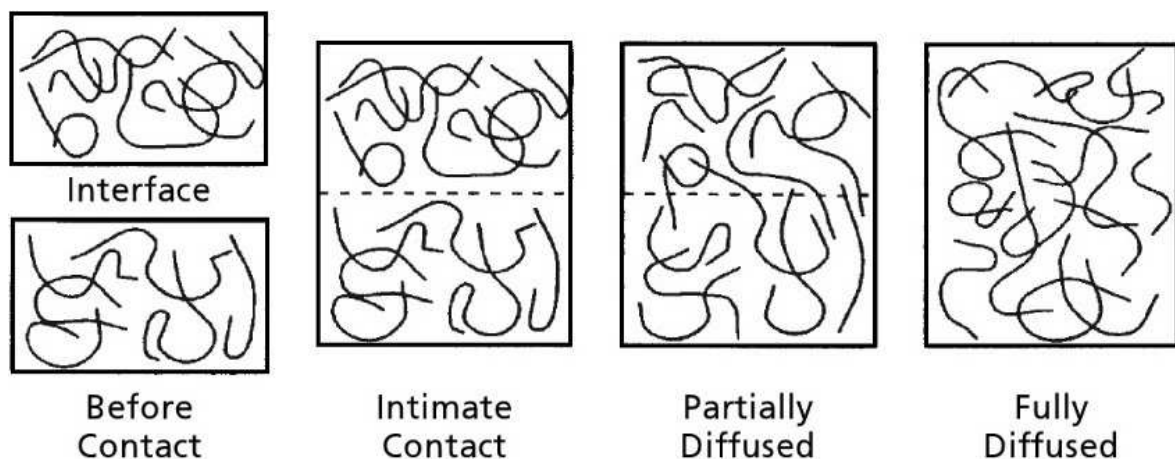


Abbildung 3: Molekulare Durchdringung infolge der Diffusion von Polymerketten.[20]

Die molekulare Durchdringung und damit Ausbildung der Autohäsion ist nicht nur zeitabhängig, sie benötigt i. d. R. auch Fließeffekte als treibende Kraft, z. B. Mikrofließbewegungen aufgrund des anliegenden Konsolidierungsdrucks. Nach erfolgter molekularer Durchdringung wird das Laminat im letzten Schritt abgekühlt und somit formstabil (**Verfestigung**). Die Fugestelle ist dann nach einem idealen Prozessverlauf nicht mehr vom Grundwerkstoff unterscheidbar. Das entstandene, durch die Beaufschlagung mit dem Konsolidierungsdruck minimierte Porenvolumen bleibt nun am Ende der Konsolidierungsphase aufgrund der Abkühlung im Wesentlichen erhalten.[2, 17] Doch auch prozessbedingte, thermisch induzierte Eigenspannungen und Deformationen können dann im Bauteil eingefroren bleiben. Wichtig ist ebenfalls, dass amorphe Thermoplaste bei

der Abkühlung jene Molekülorientierung behalten, die sie im Zuge der Diffusion zuletzt eingenommen haben, während teilkristalline Thermoplaste bei der Abkühlung aus dem schmelzflüssigen Zustand rekristallisieren. Dabei bestimmt v. a. die Abkühlrate den Kristallisationsgrad und die Ausbildung von Sphärolithen an der Fügestelle.[17] Der Kristallisationsgrad ist dabei der Anteil der thermoplastischen Molekularstruktur, der in kristalliner Form vorliegt.[1] Von diesem hängen die mechanischen und chemischen Eigenschaften (Lösungsmittelbeständigkeit etc.) von Verbindungen teilkristalliner Thermoplaste letztendlich wesentlich ab.[17]

Die Konsolidierung von thermoplastischen Werkstoffen ist somit ein in hohem Maße nichtlinearer Prozess, da er die erwähnten unterschiedlichen physikalischen Abläufe beinhaltet, die teilweise zeitgleich auftreten. Diese Abläufe haben einen wesentlichen Einfluss auf die letztendliche Verbundqualität. Eine unzureichende Konsolidierung kann so Folgewirkungen wie eingeschlossene Poren, Eigenspannungen, Deformationen (z. B. Verzug) und in manchen Fällen frühzeitiges mechanisches Versagen verursachen. Um eine genaue Vorhersage über die Konsolidierung zu ermöglichen, sind deshalb aussagekräftige Modelle für die dabei ablaufenden Prozesse unerlässlich.[3, 13] Solche Prozessmodelle liefern eine Input-Output-Beziehung zwischen den Prozessparametern und der Qualität des fertigen Bauteils, wodurch kostenintensive „Trial and Error“-Optimierungen an den technischen Anlagen verringert werden können.[1, 21] Eine aus der Simulation gewonnene, zuverlässige Vorhersage über die Bauteilqualität bietet so einen effektiven Weg zur Optimierung der Verarbeitungsprozesse. Damit lässt sich ermitteln, ob die Konsolidierungsqualität industriellen Maßstäben genügt. Eine vollständige Simulation des Konsolidierungsprozesses berücksichtigt dabei nun die Laminatverdichtung, Kompaktierung der Poren, geometrische Deformation, molekulare Durchdringung, thermischen Abbau, Kristallisation sowie Eigenspannungen und Verzug.[3] Mathematische Modelle können physikalische Experimente zwar nicht vollständig ersetzen, aber in Kombination erlauben sie eine einfache Parameterstudie, die interessante Informationen liefert, welche nicht oder nur sehr schwer und zeitaufwendig direkt gemessen werden

können.[1, 3, 16] Daher fokussierten sich Wissenschaftler auf die Entwicklung von Konsolidierungsmodellen für ein weitreichenderes Prozessverständnis und eine bessere Erklärbarkeit der bei der Konsolidierung ablaufenden Phänomene. Im Folgenden wird dazu der aktuelle Stand der Technik bei diesen Konsolidierungsmodellen beschrieben.

2.2 Laminatverdichtung und Ausbildung des innigen Kontakts

Modelle für die Laminatverdichtung werden benötigt, um den **Grad des innigen Kontakts** D_{ic} („Degree of intimate contact“) zwischen den zu fügenden thermoplastischen Oberflächen bestimmen zu können.[13] Dieser Grad des innigen Kontakts ist entsprechend Gleichung (1) als der Anteil der gesamten Fügeoberfläche definiert, über den sich ein inniger Kontakt ausgebildet hat.[22, 23]

$$D_{ic} = \frac{\textit{Fügeoberfläche in innigem Kontakt}}{\textit{gesamte Fügeoberfläche}} \quad (1)$$

D_{ic} ...Grad des innigen Kontakts

Da keine technische Oberfläche perfekt eben ist, ist der Grad des innigen Kontakts zu Beginn der Konsolidierung durch die Rauheit der Fügeoberflächen begrenzt. Weil Thermoplaste bei erhöhten Temperaturen aber ein viskoelastisches Verhalten zeigen, wird die Fügeoberfläche unter Einwirkung von Druck und Temperatur mit zunehmender Zeit eingeebnet.[13, 17, 22] Wichtig dabei ist, dass die Temperatur zur Ausbildung eines vollständigen innigen Kontakts bei amorphen Thermoplasten oberhalb ihrer Glasübergangstemperatur liegen muss. Nur so kann das dafür benötigte viskose Fließen stattfinden. Teilkristalline Thermoplaste müssen dazu hingegen auf Temperaturen oberhalb ihrer Schmelztemperatur gebracht werden. Diese ist jene Temperatur, über der alle kristallinen Strukturen geschmolzen sind.[24] Der Grad des innigen Kontakts hängt demzufolge von

den ursprünglichen Rauheiten der Fügeoberflächen sowie vom Druck- und Temperaturverlauf und somit auch von der Viskosität an der Kontaktfläche der Fügepartner ab.[13, 22, 24] So ergibt sich dieser Grad des innigen Kontakts entsprechend Gleichung (2) als Funktion von ursprünglicher Rauheit, Konsolidierungsdruck, temperatur- und druckabhängiger Viskosität und Kontaktzeit.[25] Unter dieser Kontaktzeit versteht man die Zeitdauer der Verschweißung, während der das thermoplastische Material an der Kontaktfläche der Fügepartner im schmelzflüssigen Zustand gehalten wird.[21]

$$D_{ic} = D_{ic} \{ \text{ursprüngliche Rauheit}, p(t), \eta[T(t), p(t)] \} \quad (2)$$

D_{ic} ...Grad des innigen Kontakts

$p(t)$...zeitlich veränderlicher Konsolidierungsdruck

t ...Kontaktzeit

$\eta[T(t), p(t)]$...temperatur- und druckabhängige Viskosität

$T(t)$...zeitlich veränderliche Verarbeitungstemperatur

Der Grad des innigen Kontakts kann experimentell bestimmt werden. Seine Abhängigkeit von Kontaktzeit und Verarbeitungstemperatur bei konstantem Konsolidierungsdruck ist für Polyamid 12 in Abb. 4 dargestellt.[26, 27] Mit längerer Kontaktzeit sowie höherer Temperatur (bzw. höherem Konsolidierungsdruck) ergibt sich dabei ein besserer inniger Kontakt. Ein Grad des innigen Kontakts mit dem Wert eins repräsentiert den Zustand, bei dem die Fügeoberflächen infolge der Laminatverdichtung vollständig eingeebnet wurden und somit perfekten Kontakt erreicht haben.[3]

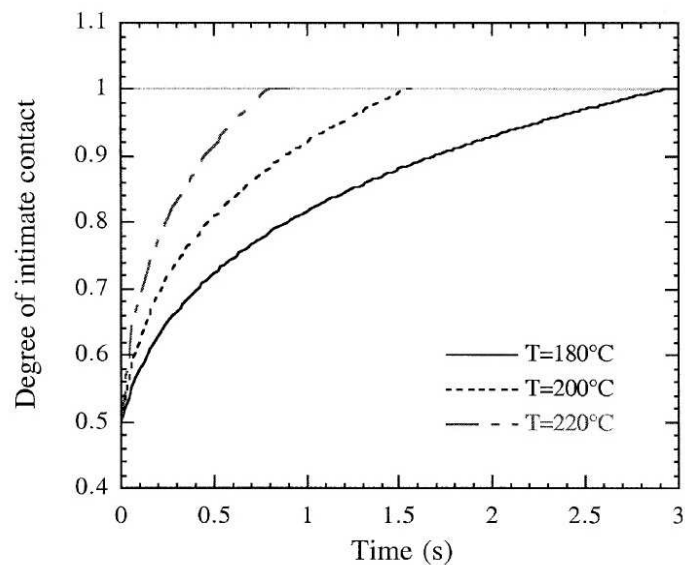


Abbildung 4: Abhängigkeit des Grades des innigen Kontakts von Verarbeitungstemperatur und Kontaktzeit beim Fügen von zwei Platten aus Polyamid 12.[27]

Um die Oberflächenrauheiten der Fügepartner und die Ausbildung des innigen Kontakts zwischen diesen zu beschreiben, wurden mehrere verschiedene mathematische Modelle entwickelt.[26, 28-31] Das erste dieser Modelle haben **Dara und Loos** für amorphe Thermoplaste dargelegt, wonach die Rauheiten der beiden Fügeoberflächen jeweils mit einer Reihe von Quadern unterschiedlicher Größe modelliert und mit einer Weibull-Verteilung charakterisiert werden können.[28] Die Modellierung der Oberflächenrauheit mit solchen quaderförmigen Elementen ist in Abb. 5 schematisch dargestellt.

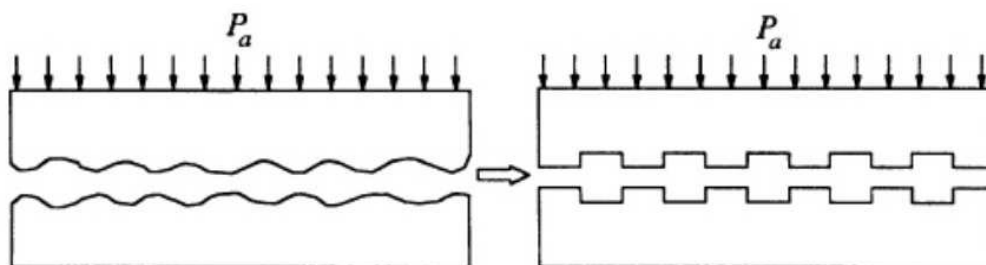


Abbildung 5: Modellierung der Oberflächenrauheit mit quaderförmigen Elementen nach Dara/Loos.[32]

Dieses Kontaktmodell von Dara und Loos ließ aufgrund seiner Komplexität in der Anwendung jedoch keinen praktischen Einsatz und **keine Verifikation seiner Gültigkeit und Aussagekraft** zu.[1, 33] Die bei diesem Modell weiters getroffene Annahme ist nun, dass die Oberflächenrauheiten der Fügepartner durch ein transversales, newtonsches Scherfließen eingeebnet werden.[28] Alle anderen Kontaktmodelle basieren auf diesem Prinzip, hauptsächlich variiert dabei die mathematische Beschreibung der Oberfläche. So nahmen **Lee und Springer** eine Vereinfachung des Modells von Dara und Loos vor, indem sie von Quadern mit gleicher Grundfläche ausgegangen sind, bei denen nur noch die Quaderhöhe variabel ist. Lee und Springer zeigten in diesem Zusammenhang auch die genaue Abhängigkeit der Ausbildung des innigen Kontakts von Druck und Temperatur.[26, 32] Nach dem Modell von Lee und Springer ist die Oberflächenrauheit nun durch die beiden geometrischen Rauheitsparameter a_0 und w_0/b_0 entsprechend Abb. 6 charakterisiert.[26, 34]

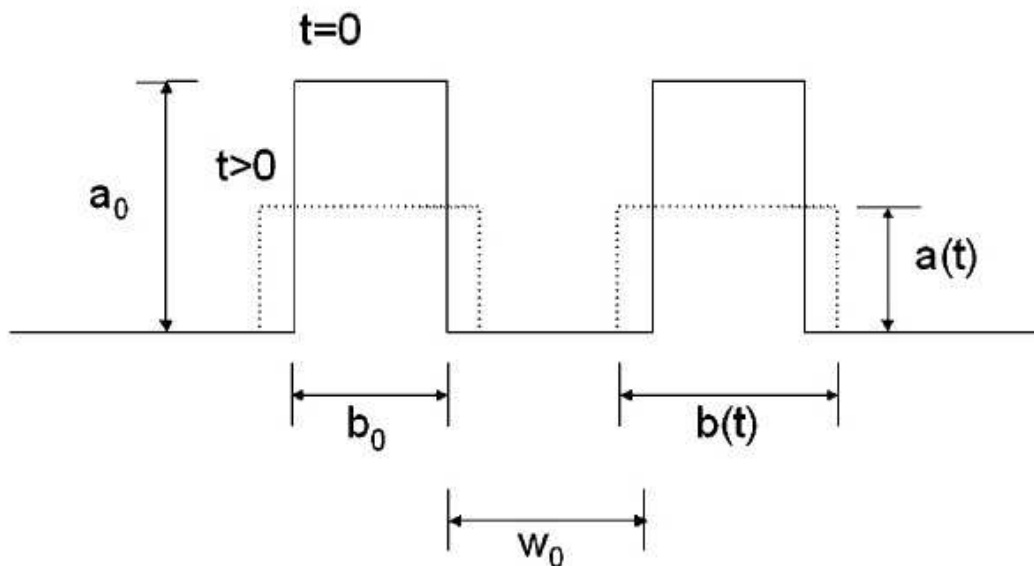


Abbildung 6: Idealisierte Beschreibung der Oberflächenrauheit durch quaderförmige Elemente mit gleicher Grundfläche nach Lee/Springer.[29]

Diese geometrischen Parameter der quaderförmigen Elemente werden so festgelegt, dass das Modell den experimentellen Daten am besten entspricht.[23] Abbildung 7 zeigt die Abhängigkeit der Zeit bis zum Erreichen eines vollständigen innigen Kontakts (t_{ic} bei $D_{ic}=1$) von der ursprünglichen Oberflächenrauheit (w_0/b_0) bei gleicher ursprünglicher Quaderhöhe und konstantem Konsolidierungsdruck.[2]

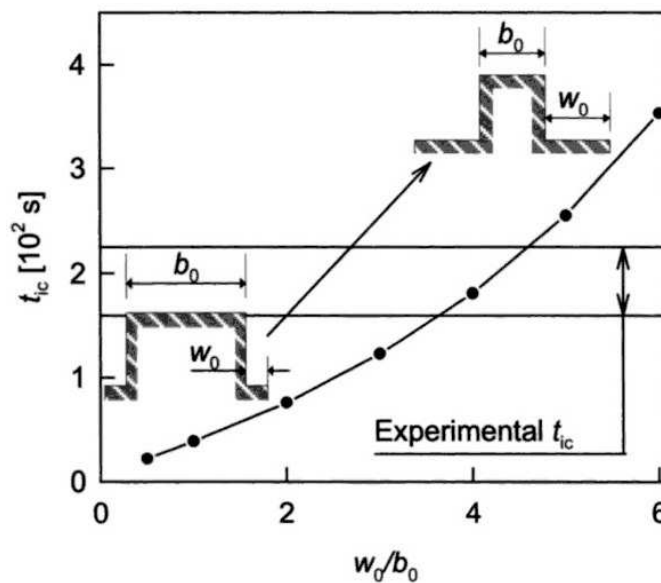


Abbildung 7: Zeit bis zum Erreichen eines vollständigen innigen Kontakts (t_{ic}) in Abhängigkeit der ursprünglichen Oberflächenrauheit (w_0/b_0) für APC-2.[34]

Die **Gültigkeit** dieses Kontaktmodells unter stationären Verarbeitungsbedingungen konnte aufgrund der dabei getroffenen Vereinfachungen **experimentell verifiziert** werden. Lee und Springer untersuchten dazu die Ausbildung des innigen Kontakts beim Heißpressen von Polyetheretherketon (PEEK) und APC-2 (Kohlenstofffaser/PEEK) - Laminaten unter Abhängigkeit von Kontaktzeit, Verarbeitungstemperatur und Konsolidierungsdruck. Dabei zeigte sich im betrachteten Bereich eine gute Korrelation zwischen den theoretischen Vorhersagen und den experimentellen Resultaten.[26] Das Modell hat zudem seine Effizienz und praktische Anwendbarkeit unter stationären Verarbeitungsbedingungen vielfach gezeigt und wird heutzutage vor allem zur Beschreibung der Konsolidierung von APC-2-Laminaten weithin genutzt.[29, 31-33, 35, 36] Für diesen Anwendungsfall wurden die geometrischen Rauheitsparameter bereits von

Lee und Springer sowie auch von Mantell and Springer experimentell bestimmt. Die Schwierigkeit in der Anwendung des Kontaktmodells von Lee und Springer sieht man nun aber daran, dass es bereits zwischen diesen von ihnen ermittelten Rauheitsparametern deutliche Abweichungen gibt.[26, 29]

Mantell und Springer erweiterten das Kontaktmodell von Dara und Loos so, dass es auch zeitlich veränderliche Temperaturen, Konsolidierungsdrücke und Materialviskositäten erfassen kann.[29] Unter der Druck- und Temperatureinwirkung im Zuge der Laminatverdichtung werden die quaderförmigen Elemente nun laut Modellvorstellung wie erwähnt durch ein transversales, newtonsches Scherfließen flach gedrückt, bis eine vollständig ebene Kontaktfläche entstanden ist.[28] Mit zunehmendem Grad des innigen Kontakts nimmt dabei der wirksame Druck auf die in Kontakt getretenen Oberflächenbereiche (bei konstanter Kompaktierungskraft) ab.[1] Abbildung 6 verdeutlicht diesen Ansatz. Da nun unter Anwendung der Volumenkonstanz die Querschnittsfläche jedes Quaders im Zuge der Laminatverdichtung konstant bleibt, gilt dafür Gleichung (3).[23, 29, 34] Mit der zusätzlichen Annahme von transversalem Fließen, lässt sich das Ausmaß des auftretenden Fließens im Bereich der Kontaktfläche bestimmen. Dieses ist nach Mantell und Springer als Grad des innigen Kontakts entsprechend Gleichung (4) definiert.[4, 29, 34]

$$A_0 = a_0 \cdot b_0 = a(t) \cdot b(t) \quad (3)$$

A_0 ...Querschnittsfläche eines quaderförmigen Elements

a_0 ...ursprüngliche Höhe

b_0 ...ursprüngliche Breite

t ...Kontaktzeit

$a(t)$...momentane Höhe

$b(t)$...momentane Breite

$$D_{ic}(t) = \frac{b(t)}{b_0 + w_0} = \frac{\frac{a_0}{a(t)}}{1 + \frac{w_0}{b_0}} \quad (4)$$

$D_{ic}(t)$...Grad des innigen Kontakts nach der Kontaktzeit t

$b(t)$... momentane Breite eines quaderförmigen Elements

b_0 ...ursprüngliche Breite

w_0 ... ursprüngliche Breite einer Senke zwischen den quaderförmigen Elementen

a_0 ...ursprüngliche Höhe eines quaderförmigen Elements

$a(t)$...momentane Höhe

Gemäß dem Modell von Mantell und Springer kann der Einfluss der prozessrelevanten Parameter auf den Grad des innigen Kontakts beim Fügen von unverstärkten thermoplastischen Halbzeugen unter der Annahme jener idealisierten mathematischen Beschreibung der Oberflächenrauheit dann mit Gleichung (5) abgeschätzt werden.[29, 34] Der geometrische Rauheitsparameter g muss dabei jeweils durch Anpassung des Modells an experimentelle Daten bestimmt werden.[32]

$$D_{ic}(t) = g \cdot \left[\int_0^t \frac{p(t)}{\eta_0(t)} dt \right]^{\frac{1}{5}} \quad (5)$$

$D_{ic}(t)$...Grad des innigen Kontakts nach der Kontaktzeit t

g ...experimentell bestimmter, geometrischer Rauheitsparameter

$p(t)$...zeitlich veränderlicher Konsolidierungsdruck

$\eta_0(t)$...zeitlich veränderliche Nullscherviskosität (aus Extrapolation erhalten)

Die **Gültigkeit** ihres Kontaktmodells haben Mantell und Springer sowohl am Heißpressen als auch am Tapelegen von APC-2-Laminaten **experimentell verifiziert**. Die von ihnen dabei erhaltenen experimentellen Ergebnisse stimmen gut mit den Vorhersagen des Modells überein.[37] Die Kontaktmodelle von Lee und Springer sowie Mantell und Springer beweisen grundsätzlich zwar eine gute Vorhersagefähigkeit der Ausbildung des innigen Kontakts, jedoch bleibt bei ihrem Einsatz im realen Prozess bzw. für reale Werkstoffe das fundamentale Problem, dass die geometrischen Rauheitsparameter jeweils durch Anpassung der Modelle an experimentelle Daten für die Zeit bis zum vollständigen innigen Kontakt ($D_{ic}=1$) ermittelt werden müssen.[26, 29] Diese in den genannten Modellen eingesetzten geometrischen Parameter für die Oberflächenrauheit stehen jedoch in keiner direkten Beziehung zu irgendeinem messbaren Rauheitswert. Dies bedeutet, dass die messbare Oberflächenrauheit nicht in diese, in den Modellen verwendeten, geometrischen Parameter zur Beschreibung der Quader überführt werden kann.[1] Die Genauigkeit der von diesen Modellen gelieferten Vorhersagen reagiert jedoch sehr sensibel auf den Grad der ursprünglichen Rauheit, welchen man i. d. R. nur aus solchen experimentellen Daten gewinnen kann.[35, 38] Die Technik, welche dabei zur Messung der Oberflächenprofile genutzt wird, ist entweder die Direktmessung mithilfe eines Profilometers oder die Mikrophotographie von Oberflächen.[3] Dai zeigte die Verwendung dieser Mikrophotographie zur Bestimmung der geometrischen Rauheitsparameter.[39] Loos nutzte dagegen erstere Variante, ein Profilometer, zur Charakterisierung von thermoplastischen Oberflächenrauheiten.[40]

Nun ist wie erwähnt die exakte Bestimmung der geometrischen Rauheitsparameter die wesentliche Problematik bei den genannten Kontaktmodellen von Lee und Springer sowie Mantell und Springer, wodurch sich für diese Modelle eine **geringe Aussagekraft** ergibt. Trotz dieser Tatsache wird vor allem das Modell von Mantell und Springer in der Literatur von vielen Autoren zitiert und für ihre eigenen Modellansätze weitestgehend übernommen. Eine Ausnahme stellt hierbei das Kontaktmodell von **Yang und Pitchumani** dar.[18, 30, 41] Sie umgingen dabei die genannte, wesentliche Problematik jener Modelle. Das Kontaktmodell von Yang und Pitchumani basiert nämlich auf einer

von Majumdar [42] beschriebenen Methode zur Anwendung der gemessenen Rauheitsdaten für eine fraktale, auf Cantor-Mengen basierende Beschreibung der Oberfläche. Der Grad des innigen Kontakts lässt sich nach diesem Modell entsprechend Gleichung (6) abschätzen. Der detaillierte Ablauf der Auswertung beim Kontaktmodell von Yang und Pitchumani wird an dieser Stelle weggelassen, kann aber in der Literatur unter [30] gefunden werden.[18, 30]

$$D_{ic}^{(n)}(t) = \frac{1}{f^n} \cdot \left[\frac{5}{4} \cdot \left(\frac{h_0}{L_0} \right)^2 \cdot \frac{f^{\frac{2 \cdot n \cdot D}{2-D} + n + 4}}{(f+1)^2} \cdot \int_{t_{n+1}}^t \frac{p(t)}{\eta_0(t)} dt + 1 \right]^{\frac{1}{5}} \quad (6)$$
$$t_{n+1} \leq t \leq t_n$$

$D_{ic}^{(n)}(t)$...Grad des innigen Kontakts nach der Kontaktzeit t

n ...Anzahl der Generationen von Rauheiten

f ...Skalierungsfaktor zwischen zwei benachbarten Generationen von Rauheiten in der Cantor-Menge

h_0 ...Höhe der Rauheit der ersten Generation [m]

L_0 ...gesamte horizontale Länge des Blocks der Cantor-Menge [m]

D ...fraktale Dimension

t ...Kontaktzeit

t_{n+1}, t_n ...Startzeit und Endzeit des Verdichtungsprozesses der n -ten Generation von Rauheiten

$p(t)$...zeitlich veränderlicher Konsolidierungsdruck

$\eta_0(t)$...zeitlich veränderliche Nullscherviskosität (aus Extrapolation erhalten)

Dieses fraktale Modell für die Ausbildung des innigen Kontakts nutzt somit Rauheitsparameter, die man direkt durch eine Oberflächenprofilmessung der zu fügenden Oberflächen erhält. Yang und Pitchumani setzten dafür ein Laserprofilometer ein.[18, 30]. Sie **verifizierten** die **Gültigkeit und Aussagekraft** ihres Kontaktmodells anhand umfassender Experimente mit einer Heißpresse anhand der thermoplastischen Werkstoffe APC-2 und IM-7/PIXA-M (Kohlenstoff-faser/Polyamid) unter sich ändernden Verarbeitungsbedingungen. Dabei konnte die beste Übereinstimmung zwischen den Modellvorhersagen und den experimentellen Ergebnissen gezeigt werden, wodurch das Kontaktmodell von Yang und Pitchumani eine geeignete Basis für eine zuverlässige Prozess-simulation bietet.[13, 30]

Ein Modell von **Gruber et al.**, das eine noch realitätsnähere Beschreibung der ursprünglichen Oberfläche und Ausbildung des innigen Kontakts unter sich ändernden Verarbeitungsbedingungen mit entsprechend **hoher Aussagekraft** nutzt, wurde vor Kurzem vorgestellt. Dabei wird die z. B. mittels eines Profilometers gemessene reale Oberflächengeometrie mit einer Finite-Elemente-Software (Polyflow) nachgebildet und vernetzt. Das transversale Fließen im Zuge der Laminatverdichtung wird dann über die Finite-Elemente-Methode (FEM) berechnet. Zur **Verifikation der Gültigkeit** ihres neuen Modells verglichen Gruber et al. dessen Vorhersagen mit den Ergebnissen bei Anwendung des einfacheren Kontaktmodells von Lee und Springer.[31, 43, 44] Dieses wird wie erwähnt weithin genutzt und hat seine Gültigkeit und praktische Anwendbarkeit gezeigt.[29, 31-33, 35, 36] Der durchgeführte Vergleich ergab eine gute Übereinstimmung der beiden Simulationsergebnisse.[31, 43, 44]

So existieren nun zusammenfassend verschiedenste Modelle zur Beschreibung der ursprünglichen Oberflächengeometrie und der Ausbildung des innigen Kontakts im Zuge der Laminatverdichtung. Es müssen jedoch bei der Anwendung jedes dieser Modelle wie erwähnt teilweise schwierig messbare Parameter experimentell bestimmt werden. Generell muss dabei die Schmelzeviskosität der gefügten Thermoplaste bekannt sein.[2, 12] Des Weiteren basieren die genannten Modelle wie erwähnt auf der Annahme eines **newtonschen Fließverhaltens**.

Schmelzflüssige Thermoplaste zeigen bei höheren Scherraten aber normalerweise ein **strukturviskoses Fließverhalten**. Dies bedeutet, dass die Viskosität einer Kunststoffschmelze nicht nur von Temperatur und Druck, sondern auch stark von der auftretenden Scherrate abhängig ist. Somit hängt die **Gültigkeit** der Annahme eines solchen newtonschen Fließverhaltens und somit die **Aussagekraft** der Modelle vom Werkstoff und den beim jeweiligen Verarbeitungsverfahren auftretenden Scherraten ab.[16, 45] Weitere zukünftige Entwicklungen der Kontaktmodelle könnten hierbei eine bessere und allgemeiner gültige Beschreibung der Ausbildung des innigen Kontakts im Zuge der Laminatverdichtung ermöglichen.

2.3 Dynamik der Poren

Ein zusätzlicher wichtiger Punkt bei der Konsolidierung von thermoplastischen Werkstoffen ist, dass sich im Zuge der Laminatverdichtung aufgrund der imperfekten Fügeoberflächen Lufteinschlüsse bilden (Interply). Solche Lufteinschlüsse liegen zudem bereits in den eingesetzten Halbzeugen vor (Intraply).[2] Für die Änderung des Porengehalts im Verlauf des Konsolidierungsprozesses wurden nun zwei Mechanismen als Hauptquellen ausgemacht. Diese sind die Komprimierung der Poren und der Transport von Poren durch Fließvorgänge des thermoplastischen Materials aufgrund des anliegenden Konsolidierungsdrucks. Man stelle sich eine einzelne Pore im thermoplastischen Material vor, die durch eine Kugel mit Radius R entsprechend Abb. 8 repräsentiert wird. Umgeben ist sie der Modellvorstellung nach von einer Hohlkugel mit Innenradius R und Außenradius S , die aus, als Kontinuum betrachtetem, thermoplastischem Material besteht. Das Verhältnis von R zu S definiert damit den Porengehalt an dieser Stelle.

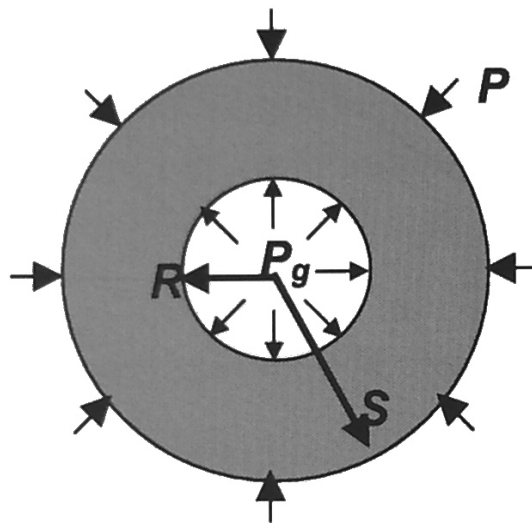


Abbildung 8: Druckverhältnisse an einer Pore im thermoplastischen Material.[3]

Bei der Konsolidierung wird der Thermoplast wie erwähnt gleichzeitig mit Druck und Temperatur beaufschlagt, um die eingeschlossenen Poren und andere räumliche Lücken im Material zu eliminieren. Das Wachstum und die Komprimierung einer Pore wird dabei von der Differenz zwischen Innendruck P_g und Außendruck P (Konsolidierungsdruck), von der Oberflächenspannung der Pore sowie von der temperaturabhängigen Viskosität des Thermoplasten bestimmt.[3, 12, 46] Wenn die Fügezone zur Konsolidierung aufgeheizt wird und der Thermoplast erweicht, nimmt seine Viskosität ab und eingeschlossene Poren dehnen sich durch ihren Innendruck aus.[13] Die anschließende Beaufschlagung mit dem Konsolidierungsdruck dient dann nicht nur dem Stoppen, sondern auch dem Umkehren dieses Porenwachstums.[3] Ein entsprechend hoher Konsolidierungsdruck führt dabei im weiteren Prozessverlauf zu einer Minimierung des Porenvolumens. Wird der Thermoplast weit genug abgekühlt, bevor der Konsolidierungsdruck weggenommen wird, bleibt dieses entstandene komprimierte Porenvolumen am Ende der Konsolidierungsphase erhalten.[13, 34, 46] Da nun das am Markt etablierte und für den Luftfahrtbereich zugelassene APC-2a (Kohlenstofffaser/PEEK) - Tape, welches als Grundlage aller US-amerikanischer Modellansätze für die Konsolidierung verstanden werden kann, einen Porengehalt von über 2 % aufweist, ergab sich die Notwendigkeit

einer modellhaften Beschreibung dieser Porendynamik.[1] **Pitchumani et al.** entwickelten daher ein Modell für das Wachstum und die Komprimierung der Poren im Zuge der Konsolidierung. Es beinhaltet ein Modell für den makroskopischen Transport von Poren, welches zur Bestimmung der Druckverteilung im Thermoplasten dient. Außerdem verfügt es über ein Modell für die mikroskopische Konsolidierung im Bereich der Poren, um das Wachstum und die Komprimierung der Poren analysieren zu können. Pitchumani et al. gehen davon aus, dass die gasgefüllten Poren zunächst wie angeführt durch den Konsolidierungsdruck komprimiert werden, nach der Verfestigung des thermoplastischen Materials aber eine erneute, geringe Expansion einiger Poren eintritt.[13, 34, 46] **Tierney und Gillespie** haben ebenfalls ein Modell für die Dynamik der Poren entwickelt, welches auf denselben Grundprinzipien beruht. Die **Gültigkeit** der Modelle haben Tierney und Gillespie am automatisierten Tow Placement von APC-2 für eine Vielzahl unterschiedlicher Verarbeitungsbedingungen **experimentell verifiziert**. Die von ihnen dabei erhaltenen experimentellen Ergebnisse stimmen gut mit den getroffenen Modellvorhersagen überein. So wurde nachgewiesen, dass die Modelle zuverlässige Vorhersagen über den Porengehalt im fertigen Bauteil liefern können.[47] Laut **Simacek et al.** sind diese genannten Modelle jedoch nur für mikroskopische Poren geeignet. Ihr kürzlich vorgeschlagenes Modell fokussiert sich daher auf größere Poren mit Durchmessern von mehreren zehn Mikrometern. Das Modell beschreibt die Dynamik solcher makroskopischer Poren beim automatisierten Thermoplast-Tapelegeprozess, seine **Gültigkeit** wurde allerdings **noch nicht experimentell verifiziert**.[48] Was die **Aussagekraft** aller dieser Modelle für die Dynamik der Poren betrifft, gilt nun, dass seit der Markteinführung von aktuellen Halbzeugprodukten mit geringeren Porengehalten und gleichmäßigeren Oberflächen (APC-2-TIF u. a.) durch verbesserte Imprägnierprozesse, die Notwendigkeit einer exakten Beschreibung der Porendynamik häufig nicht mehr in dieser Weise gegeben ist. So führen die Weiterentwicklungen im Bereich der thermoplastischen Halbzeuge zu einer Vereinfachung der Randbedingungen im Konsolidierungsprozess.[1]

2.4 Molekulare Durchdringung und Ausbildung der Autohäsion

Der für die Ausbildung einer mechanisch belastbaren Verbindung der Fügepartner im Zuge der Konsolidierung verantwortliche Mechanismus ist wie erwähnt die molekulare Durchdringung. Dabei kommt es zu einer Interdiffusion von Polymerketten über die Kontaktfläche der Fügepartner.[2] Diese Diffusion von Polymeren lässt sich aufgrund ihres molekularen Aufbaus in Form stark verknäulter Ketten i. d. R. nicht einfach durch die Fickschen Gesetze als Standardtransportgleichungen beschreiben. Dazu werden umfassendere, auf der Dynamik der Polymerketten basierende Modelle benötigt.[49, 50] Grundgedanke der Diffusionstheorie für Polymere, die **Voyutskii** als Erster zusammengefasst hat, ist, dass die Polymerketten bei der molekularen Durchdringung stoffliche Brücken zwischen den in Kontakt stehenden Fügepartnern ausbilden, bis durch die Diffusion ein dynamischer Gleichgewichtszustand erreicht ist.[51, 52] Die Beweglichkeit der Polymerketten ist dabei jedoch nicht vollständig frei. Für ruhende Schmelzen gilt nach dem **Röhrenmodell von Rouse**, dass die Bewegungsvorgänge der Ketten auf einem einachsigen Grundmechanismus beruhen. Da es sich dabei der allgemeinen Annahme nach um eine reptilartige Schlingelbewegung (lat. reptare = kriechen [24]) handelt, wird diese als Reptation bezeichnet.[52, 53] Diese Überlegungen wurden von **De Gennes** erweitert, indem er das Verlassen von Kettensegmenten aus der Röhre als eigentliche Reptation definierte.[52, 54] **Doi und Edwards** haben das Reptationsmodell später weiterentwickelt.[55, 56] Sie führten es in eine exakte, tensorielle Theorie über.[57] Beim **Reptationsmodell** ist jede Polymerkette von einer Röhre umgeben, welche dieselbe Form wie das Zufallsknäuel der Kette aufweist. Diese Röhre repräsentiert dabei topologische Zwangsbedingungen für die Seitwärtsbewegung der Kette, die durch benachbarte Polymerketten über Verhakungen hervorgerufen werden.[34, 58, 59] Diese benachbarten Polymerketten wirken dabei entsprechend Abb. 9 als lokale Hindernisse, die von der sich bewegenden Kette nicht überquert werden können.[49]

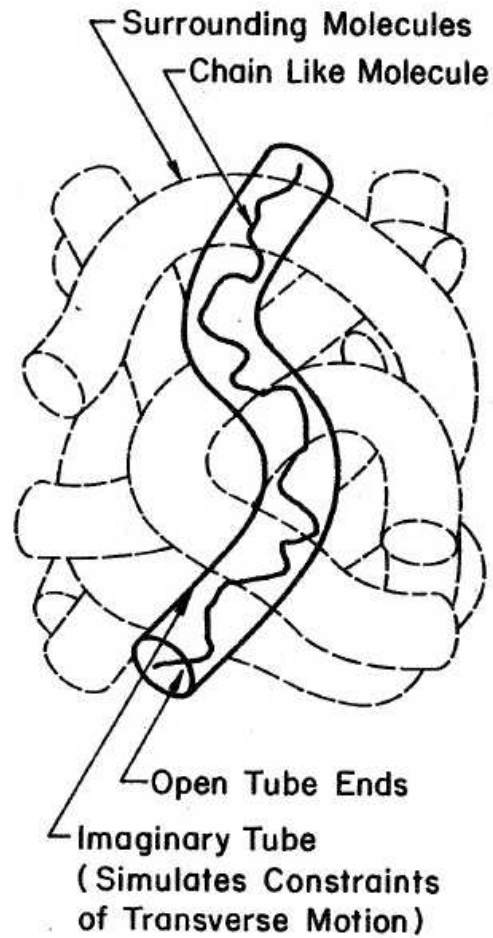


Abbildung 9: Reptationsmodell mit Röhren als topologische Zwangsbedingungen für die Seitwärtsbewegung der Polymerketten.[28]

Die Kette führt so innerhalb der Röhre Brownsche Bewegungen nach vorne und zurück aus. Da die Kettenenden nun aber in alle Raumrichtungen frei beweglich sind, gelangt zu einem bestimmten Zeitpunkt ein Kettenende aus der ursprünglichen Röhre und betritt, wie in Abb. 10 dargestellt, eine zufällige, neue (α , β oder γ , ...), welche in keiner Beziehung zur ursprünglichen Röhre steht.[34, 49, 58, 59]

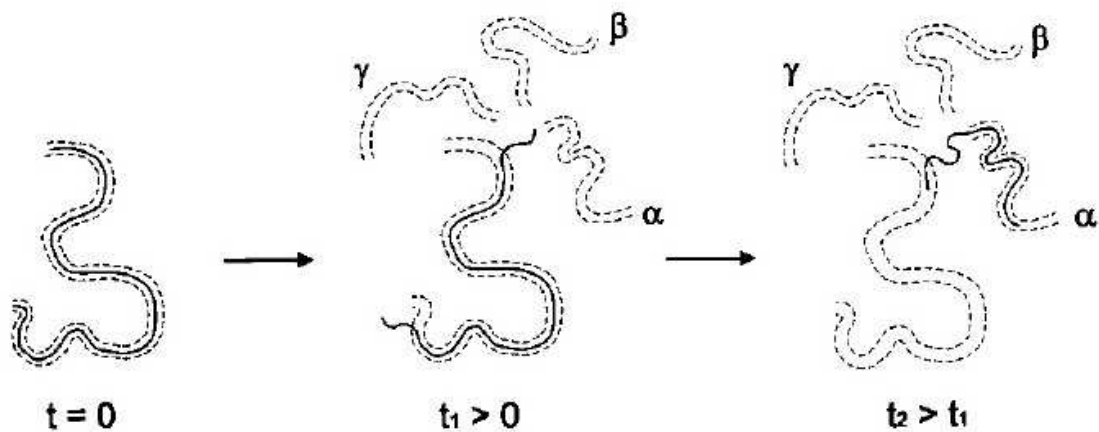


Abbildung 10: Reptationsbewegung eines Kettenendes.[49]

Die Kettensegmente verlassen so mit steigender Zeitdauer zunehmend die ursprüngliche Röhre, wie dies in Abb. 11 dargestellt ist. Die sogenannte Reptationszeit t_r ist dabei jene Zeit, nach der die Polymerkette ihre ursprüngliche Röhre vollständig verlassen hat.[34, 58, 59] **Kim und Wool** analysierten die Bewegung der Kettensegmente, welche die Röhre bereits verlassen haben. Diese Kettensegmente bezeichnen sie als „Minor Chains“.[60]

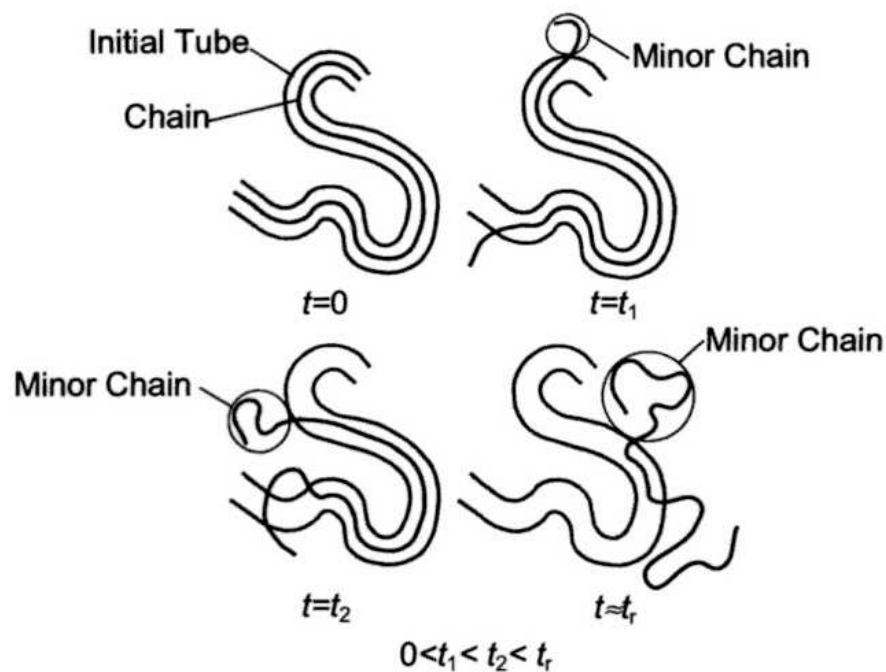


Abbildung 11: Kettenmigration aus der ursprünglichen Röhre.[34]

Kim und Wool trafen nun die Annahme, dass die eigentliche Ausbildung der Verschweißung und somit der Verbundfestigkeit im Zuge der Konsolidierung auf die Interdiffusion dieser „Minor Chains“ über die Kontaktfläche der Fügepartner zurückzuführen ist. Die Grundlage dafür bietet die Fähigkeit von Thermoplasten im schmelzflüssigen Zustand, dass Polymerketten des einen Fügepartners in die Oberfläche des anderen eindringen, sich dort verhaken und dadurch eine stoffschlüssige Verbindung bilden können. Dazu wenden Kim und Wool das Reptationsmodell von De Gennes für Polymerketten im Bereich der Kontaktfläche der Fügepartner an.[60] Die kontinuierliche Neubildung der Röhren im Zuge der Diffusion erfolgt dabei solange, bis sich ein dynamischer Gleichgewichtszustand eingestellt hat.[49] Das Reptationsmodell lässt sich i. A. jedoch nur anwenden, wenn beide Verbindungspartner aus demselben Thermoplasten bzw. derselben thermoplastischen Matrix bestehen. Die in diesem Fall stattfindenden Diffusionsvorgänge werden dann als Selbstdiffusion bezeichnet. Auf die Verbindung zweier unterschiedlicher Thermoplaste lässt sich das Reptationsmodell allerdings nicht ohne Weiteres übertragen.[52, 54] Es entsteht bei der molekularen Durchdringung nämlich ein Gemisch aus Molekülen beider Fügepartner in der Grenzschicht. Die Interdiffusion hängt somit von der physikalischen Mischbarkeit und chemischen Verträglichkeit der beiden Thermoplaste ab. Sind bei Multimaterialsystemen aber eine gute Mischbarkeit und Verträglichkeit der Thermoplaste gegeben und liegen diese bei gleichen Temperaturen im schmelzflüssigen Zustand vor, ist ihre Verschweißung grundsätzlich immer möglich.[51, 52] Wool et al. erweiterten die Anwendung des Reptationsmodells auf den Heilungsprozess von solchen Multimaterialsystemen. **Willet und Wool** zeigten dabei experimentell für **unverträgliche, amorphe Thermoplaste**, dass eine maximale Verbundfestigkeit dann erreicht werden kann, wenn der Flory-Huggins-Wechselwirkungsparameter der Materialkombination minimal ist. Nach Willet und Wool gilt dafür die Abhängigkeit entsprechend Gleichung (7), deren **Gültigkeit und Aussagekraft** sie für verschiedene Materialkombinationen (Polystyrol (PS) / Polymethylmethacrylat (PMMA), Styrol-Acrylnitril (SAN) / PMMA, Polycarbonat (PC) / SAN) **experimentell verifiziert** haben. Der Flory-Huggins-Wechselwirkungsparameter ist dabei ein Maß für die

Unverträglichkeit der beiden Polymere. Die Ergebnisse von Willet und Wool stimmen mit dem Modell von Helfand über die molekulare Struktur von unverträglichen Kontaktflächen überein.[61]

$$\sigma \propto \frac{1}{\chi} \quad (7)$$

σ ...Zugfestigkeit der Kontaktfläche

χ ...Flory-Huggins-Wechselwirkungsparameter

Die Ausbildung der Verbundfestigkeit bei der Verschweißung von **unverträglichen, teilkristallinen Thermoplasten** (z. B. Polyethylen (PE) / Polypropylen (PP)) beruht laut **Wool et al.** nun aber auf anderen Mechanismen. Dabei tritt im Zuge der Konsolidierung zuerst eine eingeschränkte molekulare Durchdringung an der Kontaktfläche der Fügepartner auf. Wird die Fügezone dann abgekühlt, beginnt die Kristallisation zuerst im Thermoplasten mit der höheren Schmelztemperatur (hier: PP). Durch die dabei zufällige Ausbildung von Sphärolithen nahe der Kontaktfläche und die aufgrund der Kristallisation einsetzende Volumenkontraktion bricht die Kontaktfläche an vielen mikro- und makroskopischen Stellen auf. Das noch schmelzflüssige thermoplastische Material des anderen Fügepartners (hier: PE) dringt dann an diesen Stellen ein und kristallisiert anschließend ebenfalls, sobald die Verarbeitungstemperatur weit genug gesunken ist. So kann im Zuge der Konsolidierung von unverträglichen, teilkristallinen Thermoplasten eine effektive mechanische Verhakung der Fügepartner entstehen. Wool et al. haben die **Gültigkeit** dieser Mechanismen anhand der Verschweißung von PE und PP **experimentell verifiziert**. Dabei konnte eine Verbundfestigkeit erreicht werden, die über der Hälfte der Zugfestigkeit des Ausgangsmaterials PE liegt. Bei nicht mischbaren Thermoplasten kann eine Verbindung der Fügepartner außerdem über Fließvorgänge durch den anliegenden Konsolidierungsdruck erreicht werden.[62, 63]

Wichtig ist nun, dass die Temperatur zur Ausbildung einer vollständigen molekularen Durchdringung bei amorphen Thermoplasten wie erwähnt oberhalb ihrer Glasübergangstemperatur T_g liegen muss. Teilkristalline Thermoplaste müssen zur Ausbildung dieser vollständigen molekularen Durchdringung dagegen über ihre Schmelztemperatur T_m gebracht werden.[17, 27] Der Grund dafür ist, dass oberhalb von T_g bzw. T_m eine erhöhte Beweglichkeit der Polymerketten gegeben ist, die ihnen erst erlaubt, über die Kontaktfläche der Fügepartner zu diffundieren.[24] Bei teilkristallinen Thermoplasten kann unterhalb der Schmelztemperatur keine Verschweißung erreicht werden, da die Polymerketten dann durch die Kristallite gebunden sind. Oberhalb der Schmelztemperatur läuft ihre Selbstdiffusion hingegen sehr schnell ab.[17] Das Reptationsmodell gilt nun zusammenfassend streng genommen nur, wenn alle der folgenden Voraussetzungen erfüllt sind.[57]

- Die Fügepartner bestehen aus demselben Thermoplasten bzw. derselben thermoplastischen Matrix.
- Die gefügten Thermoplaste sind monodispers und weisen die gleiche Molmasse auf.
- Die gefügten Thermoplaste sind amorph und weisen die gleiche Temperatur auf, die oberhalb ihrer Glasübergangstemperatur liegt.
- Oberflächeneffekte werden vernachlässigt.
- Die Oberflächen benetzen sich bei ihrem Kontakt sofort vollständig.[57]

Die **Reptationszeit** t_r wurde beim Reptationsmodell wie angeführt als jene Zeit definiert, nach der die Polymerkette ihre ursprüngliche Röhre vollständig verlassen hat ($l=L$).[58] Für die Länge der „Minor Chains“ zu einem gegebenen Zeitpunkt gilt entsprechend den Grundprinzipien dieses Reptationsmodells für Zeiten $t \leq t_r$ die folgende Gleichung (8).

$$\frac{l(t)}{L} = \left(\frac{t}{t_r} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (8)$$

$l(t)$...Länge der „Minor Chains“ (Länge, über welche die Röhre verlassen wurde; entsprechend Abb. 12)

L ...Gesamtlänge der ursprünglichen Röhre

t ...Zeit

t_r ...Reptationszeit

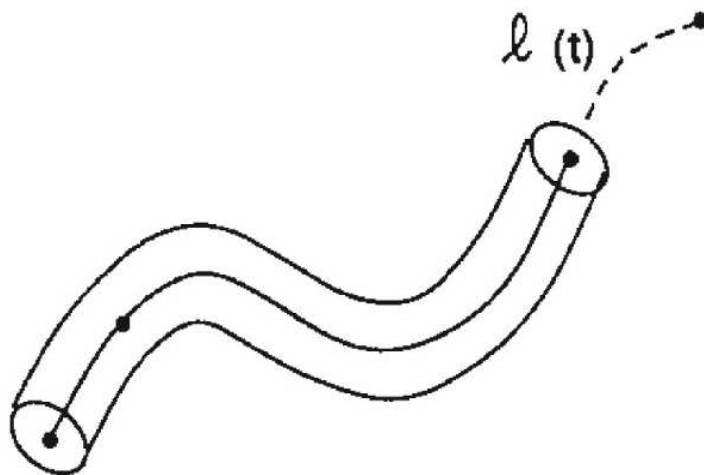


Abbildung 12: Länge der „Minor Chains“. [58]

Anstatt nun ein Modell für die großräumige Diffusion der Polymerketten über die gesamte Fügezone zu erstellen, kann der Heilungsprozess zwischen gleichen Thermoplasten auch einfach als Reptation der Polymerketten direkt an der Kontaktfläche betrachtet werden. Die dafür benötigte Reptationszeit kann aus rheologischen Experimenten ermittelt werden. Man nutzt dafür Spannungsrelaxationsversuche unter Anwendung der Dynamisch-mechanischen Analyse (DMA). Solche DMA-Versuche sind für teilkristalline Thermoplaste jedoch schwierig durchführbar, sobald bei hohen Temperaturen ein ausgedehnter Materialfluss auftritt. Die Reptationszeit eines geschmolzenen, teilkristallinen Thermoplasten kann, unter Vernachlässigung des Effekts der Polydispersität, aus

ermittelten Daten über die Schmelzeviskosität bei verschiedenen Scherraten bestimmt werden.[3, 64] **De Gennes** zeigte erstmals die hohe Abhängigkeit dieser Reptationszeit von der **Molmasse** des Thermoplasten entsprechend Gleichung (9).[54, 65] Wool bestätigte diesen Zusammenhang zwischen Reptationszeit und Molmasse, unter der Voraussetzung, dass die Polymere in einem stark verknäuelten Zustand vorliegen.[66]

$$t_r \propto M^3 \quad (9)$$

t_r ...Reptationszeit

M ...Molmasse

Die Abhängigkeit der Reptationszeit von der **Temperatur** ist über eine Arrhenius-Beziehung entsprechend Gleichung (10) gegeben, wobei A_r und B_r experimentell bestimmte, materialabhängige Parameter sind.[21, 35] Wenn die Reptationszeit bei einer Referenztemperatur gegeben ist, kann die Reptationszeit bei einer anderen Temperatur ebenfalls über eine Arrhenius-Beziehung entsprechend Gleichung (11) abgeschätzt werden.[21]

$$t_r(T) = B_r \cdot \exp\left(\frac{A_r}{T}\right) \quad (10)$$

$t_r(T)$...Reptationszeit bei der Temperatur T

A_r, B_r ...experimentell bestimmte, materialabhängige Parameter

T ...Temperatur

$$t_r(T) = t_{r,ref} \cdot \exp \left[\frac{E_a}{R} \cdot \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}} \right) \right] \quad (11)$$

$t_r(T)$...Reptationszeit bei der Temperatur T

$t_{r,ref}$...Reptationszeit bei der Referenztemperatur T_{ref}

E_a ...Aktivierungsenergie

R...Gaskonstante (= 8,314 J/mol/K) [67]

T...Temperatur

T_{ref} ...Referenztemperatur

Betrachtet man nun die molekulare Durchdringung an der Kontaktfläche der Fügepartner, stellt sich die Frage nach der **Durchdringungstiefe** der Polymerketten, wie sie schematisch in Abb. 13 dargestellt ist.[58] Mithilfe des Reptationsmodells von De Gennes kann dafür folgender Zusammenhang zwischen durchschnittlicher Durchdringungstiefe und Kontaktzeit abgeleitet werden.[57] Nach der Reptationszeit t_r gilt, dass die durchschnittliche Durchdringungstiefe \bar{x} dem Trägheitsradius der Polymerkette x_∞ entspricht. Es kann gezeigt werden, dass für Kontaktzeiten $t \leq t_r$ Gleichung (12) gilt und die durchschnittliche Durchdringungstiefe der Polymerketten somit proportional zur Kontaktzeit^(1/4) ist.[57, 58] Diese durchschnittliche Durchdringungstiefe verhält sich somit wie die Wurzel aus der Länge der „Minor Chains“.[58] Die durchschnittliche Durchdringungstiefe hängt natürlich nicht nur von der Kontaktzeit, sondern auch von der Verarbeitungstemperatur ab, da die Kettenbeweglichkeit durch eine stärkere thermische Aktivierung erhöht wird. Diese Tatsache ist im Modell bereits durch die Temperaturabhängigkeit der Reptationszeit berücksichtigt.

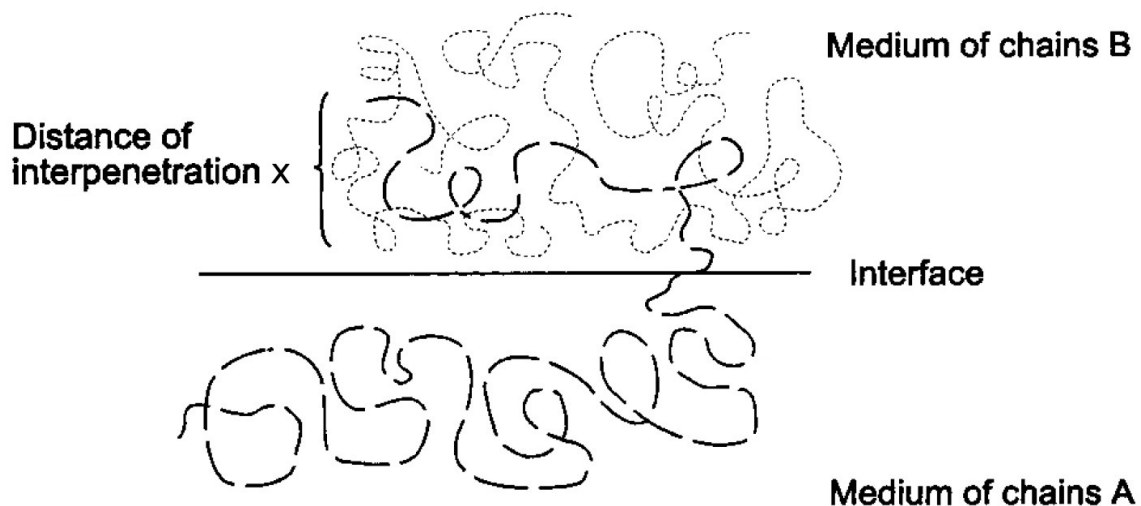


Abbildung 13: Durchdringungstiefe x einer Polymerkette an der Kontaktfläche der Fügepartner.[49]

$$\frac{\bar{x}(t)}{x_\infty} = \left(\frac{t}{t_r} \right)^{\frac{1}{4}} = \sqrt{\frac{l(t)}{L}} \quad (12)$$

$\bar{x}(t)$...durchschnittliche Durchdringungstiefe nach der Kontaktzeit t

x_∞ ...Trägheitsradius der Polymerkette

t ...Kontaktzeit

t_r ...Reptationszeit

$l(t)$...Länge der „Minor Chains“

L ...Gesamtlänge der ursprünglichen Röhre

Bei mechanisch belasteten Verbundstrukturen liegt das Hauptinteresse von Designern und Herstellern in der Vorhersage der Verbundfestigkeit und, inwieweit sie andere Festigkeitswerte und Versagensmechanismen beeinflusst.[2, 3, 58] Eine Reihe von Versuchen wurde unternommen, das Reptationsmodell zur **Vorhersage mechanischer Eigenschaften** bei der Verschweißung von artgleichen Thermoplasten anzuwenden, insbesondere von Prager und Tirrell [68],

De Gennes [54], Jud et al. [69] sowie Kim und Wool [60]. Von ihren Modellen stimmt das von **Kim und Wool** am besten mit den experimentellen Daten überein, weshalb dieses im Folgenden genauer beschrieben wird.[34, 57] Kim und Wool zeigten, dass mechanische Eigenschaften der Fügestelle wie Festigkeit, Elastizitätsmodul und Bruchenergie von der durchschnittlichen Durchdringungstiefe und somit in hohem Maße von Kontaktzeit, Verarbeitungstemperatur und molekularer Struktur des Kunststoffes abhängen.[60] **Wool** definierte die Bruchenergie so als Funktion von Kontaktzeit, Verarbeitungstemperatur, Konsolidierungsdruck und Molmasse entsprechend Gleichung (13). Die Bruchenergie ist dabei jene Energie, die zum Auftrennen der Verbindung zweier verschweißter Teile benötigt wird.[24]

$$G = G(t, T, p, M) \quad (13)$$

G...Bruchenergie

t...Kontaktzeit

T...Verarbeitungstemperatur

p...Konsolidierungsdruck

M...Molmasse

Beim Modell von Kim und Wool wird vorausgesetzt, dass der Thermoplast bei der Verschweißung oberhalb seiner Glasübergangs- bzw. Schmelztemperatur (d. h. im schmelzflüssigen Zustand [70]) vorliegt und in hohem Maße verknäuelst ist. Außerdem wird davon ausgegangen, dass ein 100 %iger inniger Kontakt ($D_{ic}=1$) zwischen den Fügepartnern vorliegt.[57] Die Ausbildung der mechanischen Festigkeit im Zuge der molekularen Durchdringung weist dann laut Kim und Wool den aus dem Reptationsmodell abgeleiteten und in Gleichung (14) angegebenen Zusammenhang mit der Kontaktzeit und der Molmasse auf. Die Gleichung gilt für Kontaktzeiten $t \leq t_{\infty}$, d. h. bis sich eine vollständige AutohäSION ausgebildet hat.[59, 60, 62]

$$\frac{\sigma(t)}{\sigma_{\infty}} \propto \frac{t^{\frac{1}{4}}}{M^{\frac{3}{4}}} \quad (14)$$

$\sigma(t)$...Zugfestigkeit der Kontaktfläche nach der Kontaktzeit t

σ_{∞} ...Zugfestigkeit bei kohäsiver Kontaktfläche nach dem Zeitinkrement t_{∞}

t ...Kontaktzeit

M ...Molmasse

Das Modell von Kim und Wool liefert damit zusammenfassend die folgenden wesentlichen Schlussfolgerungen [24]:

- Langkettige Moleküle (größere Molmasse) benötigen länger, um zu diffundieren, wodurch auch eine längere Kontaktzeit erforderlich wird.
- Zum Erreichen optimaler mechanischer Eigenschaften müssen Polymerketten die Kontaktfläche mindestens mit ihrer halben Länge durchdringen.
- Hohe Verarbeitungstemperaturen führen zu einer schnellen Verschweißung der Fügepartner.[24]

Die Beeinflussung der molekularen Durchdringung vom **Konsolidierungsdruck** ist laut **Wool und O'Connor** dahingehend gegeben, dass ein höherer Konsolidierungsdruck (in Abhängigkeit der Kompressibilität) ein verringertes freies Volumen zwischen den Polymerketten bewirkt, wodurch die Nebervalenzbindungen verstärkt werden. Damit reduziert sich die Kettenbeweglichkeit und verlangsamt sich der Prozess der Reptation sowie molekularen Durchdringung. Stark ausgeprägt ist dieser Effekt jedoch nur, wenn hohe Drücke über einem Kilobar auftreten, die bei den Schweiß- und Umformverfahren für thermoplastische Werkstoffe nicht annähernd erreicht werden. Somit kann der Prozess der molekularen Durchdringung als weitgehend unabhängig vom Konsolidierungsdruck betrachtet werden. Dieser beeinflusst jedoch wie erwähnt in hohem Maße die Ausbildung des innigen Kontakts im Zuge der Laminatverdichtung.[59, 63] Die wesentliche Größe für die Ausbildung der molekularen Durchdringung für ein

gegebenes Material ist nun aber wie angeführt die **Kontaktzeit** unter der Bedingung einer ausreichenden Kettenbeweglichkeit zum Eindringen und Verschlaufen der Kettensegmente.[52] Für eine einfache, allgemeine Abschätzung der mechanischen Eigenschaften der Kontaktfläche eignen sich die von Kim und Wool aufgestellten Beziehungen über die Kontaktzeit entsprechend den Gleichungen (15) und (16).[59, 60, 63] Dabei zeigt sich, dass eine längere Kontaktzeit i. A. zu einer höheren Zugfestigkeit und Bruchenergie der Kontaktfläche im fertigen Bauteil führt.[58] Die beiden Gleichungen von Kim und Wool gelten bei isothermer Prozessführung und für Kontaktzeiten $t \leq t_\infty$. Das Zeitinkrement t_∞ ist dabei die charakteristische Kontaktzeit, welche zum Erreichen einer vollständigen Autohäsion und somit kohäsiven Kontaktfläche benötigt wird.[27, 64] Eine Probe mit einer solchen Kontaktfläche ist dann nicht mehr von einer homogenen Probe unterscheidbar. Kim und Wool fanden auch eine gute Übereinstimmung zwischen diesem Zeitinkrement t_∞ für die vollständige Autohäsion und der Reptationszeit t_r des Thermoplasten.[57, 60] Die beiden Zeiten liegen demnach i. d. R. im selben Bereich ($t_\infty \lesssim t_r$).[27, 64, 71]

$$\frac{\sigma(t)}{\sigma_\infty} = \left(\frac{t}{t_\infty} \right)^{\frac{1}{4}} \approx \left(\frac{t}{t_r} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (15)$$

$$\frac{G(t)}{G_\infty} = \left(\frac{t}{t_\infty} \right)^{\frac{1}{2}} \approx \left(\frac{t}{t_r} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (16)$$

$\sigma(t)$...Zugfestigkeit der Kontaktfläche nach der Kontaktzeit t

σ_∞ ...Zugfestigkeit bei kohäsiver Kontaktfläche nach dem Zeitinkrement t_∞

t ...Kontaktzeit

t_∞ ...Zeitinkrement für vollständige Kohäsion

t_r ...Reptationszeit

$G(t)$...Bruchenergie der Kontaktfläche nach der Kontaktzeit t

G_∞ ...Bruchenergie bei kohäsiver Kontaktfläche nach dem Zeitinkrement t_∞

Die **Gültigkeit** des Modells von Kim und Wool wurde sowohl **für amorphe als auch für teilkristalline Thermoplaste experimentell verifiziert**. Dara und Loos haben dazu Messungen der Verbundfestigkeit von verschweißtem Polysulfon (PSU), einem amorphen Thermoplasten, vorgenommen.[28] Cho und Kardos betrachteten die Verbundfestigkeit von verschweißtem PEEK, einem teilkristallinen Thermoplasten.[34, 72] Beide Studien bestätigten dabei die Gültigkeit der von Kim und Wool aufgestellten Beziehungen zur Abschätzung der Festigkeit an der Fügestelle unter isothermen Bedingungen.[28, 34, 72]

Das Ausmaß der molekularen Durchdringung und somit der **Grad der Autohäsion D_{au}** („Degree of autohesion“) wurde erstmals von **Dara und Loos** eben mit dem Verhältnis der Zugfestigkeit der Kontaktfläche zur Zugfestigkeit bei kohäsiver Kontaktfläche definiert. Dieser Zusammenhang ist in Gleichung (17) angegeben. Dabei wird wieder vorausgesetzt, dass sich zuvor ein 100 %iger inniger Kontakt ($D_{ic}=1$) zwischen den Fügepartnern ausgebildet hat. Mehrere Arbeiten haben bestätigt, dass der Grad der Autohäsion mit der Kontaktzeit und dem Zeitinkrement zur vollständigen Kohäsion über jene Gleichung zusammenhängt. Die Gleichung gilt wieder für Kontaktzeiten $t \leq t_{\infty}$. [2, 28, 58]

$$D_{au}(t) = \frac{\sigma(t)}{\sigma_{\infty}} = \left(\frac{t}{t_{\infty}} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (17)$$

$D_{au}(t)$...Grad der Autohäsion nach der Kontaktzeit t

$\sigma(t)$...Zugfestigkeit der Kontaktfläche nach der Kontaktzeit t

σ_{∞} ...Zugfestigkeit bei kohäsiver Kontaktfläche nach dem Zeitinkrement t_{∞}

t ...Kontaktzeit

t_{∞} ...Zeitinkrement für vollständige Kohäsion

Die allgemein gültige Definition beschreibt den Grad der AutohäSION zudem entsprechend Gleichung (18) als den Anteil der sich in innigem Kontakt befindlichen Fügeoberfläche, über den sich eine AutohäSION ausgebildet hat. Bezug nehmend auf die Modelle für die Ausbildung des innigen Kontakts mit quaderförmigen Elementen aus Abschn. 2.2 kann der Grad der AutohäSION so auch entsprechend Gleichung (19) beschrieben werden.[27]

$$D_{au} = \frac{\text{Fügeoberfläche mit AutohäSION}}{\text{Fügeoberfläche in innigem Kontakt}} \quad (18)$$

D_{au} ...Grad der AutohäSION

$$D_{au}(t) = \frac{b_{au}(t)}{b(t)} \quad (19)$$

$D_{au}(t)$...Grad der AutohäSION nach der Kontaktzeit t

$b_{au}(t)$...momentane Breite, über die sich eine AutohäSION ausgebildet hat

$b(t)$...momentane Breite, über die sich ein inniger Kontakt ausgebildet hat

Der Grad der AutohäSION ist nun eine Funktion des Materialparameters Molmasse sowie der Prozessparameter Verarbeitungstemperatur und Kontaktzeit entsprechend Gleichung (20).[25]

$$D_{au} = D_{au} [M, T(t)] \quad (20)$$

D_{au} ...Grad der AutohäSION

M ...Molmasse

$T(t)$...zeitlich veränderliche Verarbeitungstemperatur

Dara und Loos untersuchten für einen gegebenen Werkstoff die genaue Abhängigkeit dieses Grades der AutohäSION von **Verarbeitungstemperatur und Kontaktzeit** bei **isothermen Bedingungen**. Sie erhielten für heißgepresstes PSU durch Vergleichen der Verbundfestigkeit von vollständig und unvollständig gefügten Halbzeugen die in Gleichung (21) gezeigte und auf dem Modell von Kim und Wool aufbauende, halbempirische Beziehung. Da es sich bei PSU um einen **amorphen Thermoplasten** handelt, experimentierten Dara und Loos oberhalb der Glasübergangstemperatur.[2, 28, 73] Für die mathematische Beschreibung nutzten sie die Williams-Landel-Ferry (WLF) - Beziehung, da sich das temperaturabhängige Materialverhalten von amorphen Thermoplasten damit gut beschreiben lässt. Die Gleichung gilt somit i. A. für amorphe Thermoplaste und für Kontaktzeiten t , solange $D_{au} \leq 1$. [2, 74]

$$D_{au}(t, T) = K \cdot \left[\frac{t}{a_T(T)} \right]^{\frac{1}{4}} \quad (21)$$

$D_{au}(t, T)$...Grad der AutohäSION nach der Kontaktzeit t bei der Temperatur T

K ...Parameter, der vom Material und der Referenztemperatur abhängt (für PSU bei $T_{ref} = 210 \text{ °C}$: $0,1953 \text{ s}^{(-1/4)}$)

t ...Kontaktzeit

$a_T(T)$...Temperaturverschiebungsfaktor nach Williams, Landel und Ferry für die Referenztemperatur

Der Temperaturverschiebungsfaktor nach Williams, Landel und Ferry wird durch Bestimmung der Nullscherviskosität bei der Referenztemperatur und bei der betrachteten Verarbeitungstemperatur (größer als die Glasübergangstemperatur) ermittelt. Der Verschiebungsfaktor ergibt sich aus jenen beiden Werten über den Zusammenhang entsprechend Gleichung (22).[2]

$$\eta_0(T) = a_T(T) \cdot \eta_{0,ref} \quad (22)$$

$\eta_0(T)$...Nullscherviskosität bei der Temperatur T (aus Extrapolation erhalten)

$a_T(T)$...Temperaturverschiebungsfaktor nach Williams, Landel und Ferry für eine Referenztemperatur

$\eta_{0,ref}$...Nullscherviskosität bei der Referenztemperatur (aus Extrapolation erhalten)

Lee und Springer beschäftigten sich ähnlich wie Dara und Loos mit der AutohäSION bei **isothermen Bedingungen**. Sie betrachteten dazu jedoch vollständig imprägnierte und vorkonsolidierte, unidirektional kohlenstoff-faserverstärkte thermoplastische Bänder (UD-Tapes bzw. Tapes) mit einer PEEK-Matrix (APC-2).[26] PEEK wird aufgrund seiner herausragenden mechanischen und chemischen Eigenschaften sehr häufig als Matrixmaterial für Tapes eingesetzt.[16] Im Gegensatz zu dem von Dara und Loos untersuchten amorphen Thermoplasten, ist PEEK ein **teilkristalliner Thermoplast** und wird daher oberhalb seiner Schmelztemperatur von ca. 340 °C verarbeitet. Lee und Springer erhielten dabei, ebenfalls durch Messungen der Verbundfestigkeit und auf dem Modell von Wool aufbauend, für den Grad der AutohäSION die Abhängigkeit von Verarbeitungstemperatur und Kontaktzeit entsprechend Gleichung (23), welche i. A. für teilkristalline Thermoplaste gilt.[26] Die darin vorkommende Konstante χ ergibt sich über eine Arrhenius-Beziehung aus der Verarbeitungstemperatur. Lee und Springer nutzten dafür eine solche Arrhenius-Beziehung, da die Diffusionskinetik von teilkristallinen Thermoplasten i. A. besser durch eine solche und nicht, wie bei amorphen Thermoplasten, durch eine WLF-Beziehung geeignet beschrieben wird.[2, 26] Die Konstante χ ist somit eine Funktion der Temperatur entsprechend Gleichung (24).[25, 26, 75]

$$D_{au}(t, T) = \chi(T) \cdot t^{\frac{1}{4}} \quad (23)$$

$D_{au}(t, T)$...Grad der AutohäSION nach der Kontaktzeit t bei der Temperatur T

$\chi(T)$...Faktor, der über eine Arrhenius-Beziehung von der Temperatur abhängt

t...Kontaktzeit

$$\chi(T) = \chi_0 \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{R \cdot T}\right) \quad (24)$$

$\chi(T)$... Faktor, der über Arrhenius-Beziehung von der Temperatur abhängt

χ_0 ...materialabhängiger Parameter (für PEEK: $44,1 \text{ s}^{(-1/4)}$)

E_a ...Aktivierungsenergie

R ...Gaskonstante (= $8,314 \text{ J/mol/K}$) [67]

T ...Temperatur

Wenn der Grad der AutohäSION den Wert eins erreicht hat, ist an der Kontaktfläche der Fügepartner eine vollständige molekulare Durchdringung ausgebildet. Für PSU kann die dafür bei einer gegebenen Verarbeitungstemperatur benötigte Kontaktzeit nach Gleichung (25) abgeschätzt werden. Daraus ergibt sich, dass die erforderliche Kontaktzeit direkt proportional zur Nullscherviskosität der Kunststoffschmelze ist.[2, 58]

$$t_\infty(T) = 22,9 \cdot 10^{-6} [Pa^{-1}] \cdot \eta_0(T) \quad (25)$$

$t_\infty(T)$...Kontaktzeit für vollständige Kohäsion bei der Temperatur T

$\eta_0(T)$...Nullscherviskosität bei der Temperatur T (aus Extrapolation erhalten)

Diese direkte Proportionalität zwischen erforderlicher Kontaktzeit und Scherviskosität der Kunststoffschmelze bestätigt sich durch die folgenden Zusammenhänge. Eine Erhöhung der Temperatur führt zu einer Zunahme der Kettenbeweglichkeit und dadurch zu einer Verringerung der Viskosität sowie einem verbesserten Diffusionsvermögen. Dieses hat wiederum eine Verringerung der erforderlichen Kontaktzeit zur Folge. Die Viskosität bei der Verarbeitungstemperatur ist somit nicht nur für die Prozesse Imprägnierung und Laminatverdichtung sondern auch für die molekulare Durchdringung

entscheidend.[2] Vor allem teilkristalline thermoplastische Schmelzen weisen nun i. d. R. geringe Nullscherviskositäten von deutlich unter 1000 Pas auf. Die für die Ausbildung einer vollständigen AutohäSION erforderliche Kontaktzeit liegt daher z. B. für PEEK bei 360 °C bei weniger als 1 s. Die Zeit zur Ausbildung einer vollständigen AutohäSION kann somit bei vergleichsweise langsamen Verarbeitungsverfahren wie z. B. beim Thermoformen, Formpressen [2, 58] oder bei Fließpresstechnologien zur Organoblechherstellung (Doppelbandpresse (DBP), Intervallheißpresse (IHP)) [1] i. d. R. vernachlässigt werden, da dabei die Prozesszeit deutlich länger als die AutohäSIONszeit ist. Für schnelle Prozesse, wie z. B. das automatisierte Thermoplast-Tapelegen (ATL: Automated Tape Laying), das Thermoplastwickeln, das Thermoplastschweißen [3] oder auch die Thermoplast-Pultrusion (Strangziehen [76]), ist die Kontaktzeit bei hohen Temperaturen und Drücken viel kürzer. Diese kann somit in der Größenordnung der für die vollständige AutohäSION erforderlichen Kontaktzeit liegen. In diesem Fall muss die molekulare Durchdringung bei der Prozessplanung berücksichtigt werden, da sie je nach thermoplastischem Material eine bedeutende Rolle spielen kann. Dies gilt vor allem bei der Verarbeitung amorpher Thermoplaste, da diese im schmelzflüssigen Zustand verglichen mit teilkristallinen Thermoplasten deutlich höhere Nullscherviskositäten aufweisen.[2, 58]

Die bis hier erwähnten Modelle für die molekulare Durchdringung sind nun jedoch nur für isotherme Prozesse gültig. Sie werden demnach weithin genutzt, um die Ausbildung der Verbundfestigkeit unter isothermen Bedingungen zu beschreiben. Die Konsolidierung von Thermoplasten ist allerdings häufig ein in hohem Maße nichtisothermer Prozess, weshalb die **Aussagekraft** dieser Modelle dafür nur gering ist und die Entwicklung von **nichtisothermen Modellen** notwendig wurde. **Loos und Li** entwickelten daher ein halbempirisches Modell für die nichtisotherme Verarbeitung von amorphen Thermoplasten.[34, 77] Näherungsweise auf Erweiterungen des Reptationsmodells aufbauend, schlugen **Bastien und Gillespie** [78] sowie Sonmez und Hahn [32] allgemeingültigere, nichtisotherme Modelle vor. Nach dem Modell von **Sonmez und Hahn** ergibt sich der Grad der AutohäSION D_{au} als Funktion von Kontaktzeit und zeitlich veränderlicher Temperatur an der Fügezone entsprechend Gleichung (26).[32]

$$D_{au}(t, T) = \left\{ \int_0^t \frac{dt}{2 \cdot \sqrt{t \cdot t_r[T(t)]}} \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (26)$$

$D_{au}(t, T)$...Grad der AutohäSION als Funktion von Kontaktzeit t und Temperatur T

$t_r[T(t)]$...Reptationszeit, von der zeitlich veränderlichen Temperatur abhängig

Yang und Pitchumani dagegen entwickelten ein **nichtisothermes Modell**, welches direkt den Grundprinzipien des Reptationsmodells folgt.[13, 18, 79] Gemäß dem Reptationsmodell hängt die Zeit, welche zur vollständigen AutohäSION benötigt wird, nämlich unmittelbar mit der Reptationszeit des Thermoplasten zusammen.[79, 80] Das auf den Grundprinzipien des Reptationsmodells basierende, analytische Modell stellt durch numerische Integration einen Zusammenhang zwischen dem Temperaturverlauf an der Fügezone und dem Grad der AutohäSION her. Die Abschätzung des Grades der AutohäSION ergibt sich laut diesem nichtisothermen Modell entsprechend Gleichung (27).[13, 18, 79] Die Zeit für eine vollständige AutohäSION ist dabei von der Reptationszeit und damit wie erwähnt vom Verlauf der Temperatur an der Fügezone abhängig.[79, 80] Diese angeführten, nichtisothermen Modelle für die molekulare Durchdringung wurden von Yang und Pitchumani mit experimentellen Ergebnissen aus Zugscherversuchen verglichen und ihre **Gültigkeit und Aussagekraft verifiziert**. Untersucht wurde dabei das teilkristalline Material PEEK, welches mit einer Heißpresse unter nichtisothermen Bedingungen verschweißt wurde. Das Modell von Yang und Pitchumani korreliert dabei am besten mit den experimentellen Daten, während das Modell von Sonmez und Hahn sowie vor allem das von Bastien und Gillespie zu erheblichen Ungenauigkeiten in den Vorhersagen führen können.[13, 18, 79]

$$D_{au}(t, T) = \left\{ \int_0^t \frac{dt}{t_r[T(t)]} \right\}^{\frac{1}{4}} \quad (27)$$

$D_{au}(t, T)$...Grad der AutohäSION als Funktion von Kontaktzeit t und Temperatur T

$t_r[T(t)]$...Reptationszeit, von der zeitlich veränderlichen Temperatur abhängig

Für einen zusammenfassenden Überblick über die behandelten, unterschiedlichen Modelle für die molekulare Durchdringung und somit Ausbildung der Autohäsion ist nun in der folgenden Abb. 14 eine qualitative, graphische Darstellung ihrer Systematik gegeben. Die Kriterien hierfür sind, ob die einzelnen Modelle nur unter stationären oder auch unter instationären Verarbeitungsbedingungen gelten und, ob es sich bei ihnen um qualitative oder quantitative Modelle handelt.

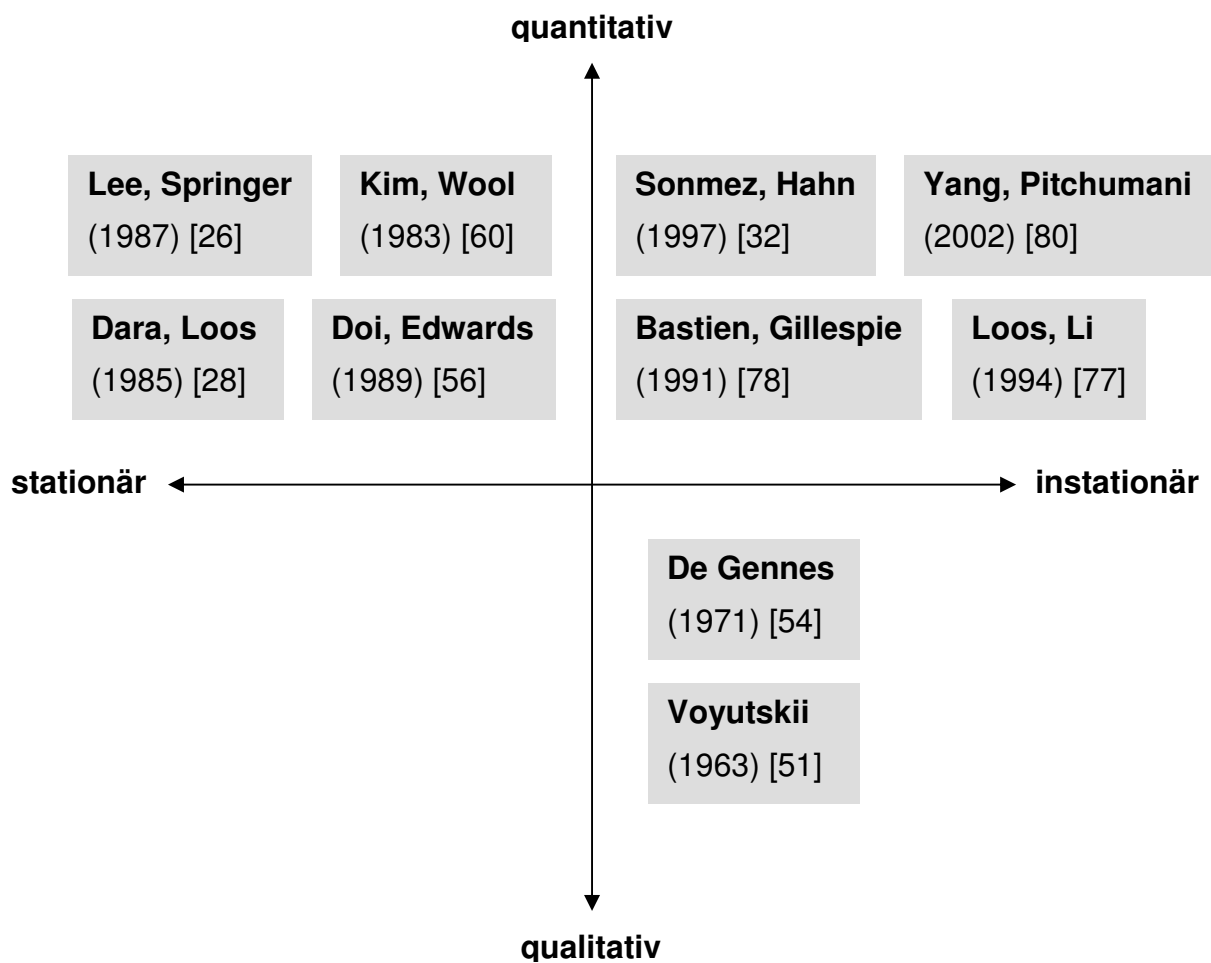


Abbildung 14: Qualitative, systematische Darstellung der Modelle für die Ausbildung der Autohäsion.

Die Abhängigkeit der molekularen Durchdringung von den involvierten Prozessparametern Verarbeitungstemperatur, Konsolidierungsdruck und Kontaktzeit wurden nun hinreichend beschrieben. Weitere wichtige Einflussfaktoren auf den Grad der AutohäSION sind naturgemäß noch die **Materialparameter** des eingesetzten Thermoplasten.[81] Es können dabei drei wesentliche mikroskopische Materialeinflüsse auf den Prozess der molekularen Durchdringung ausgemacht werden. Der erste Einfluss ist wie erwähnt die **Molmasse**, da eine niedrige Molmasse eine hohe Kettenbeweglichkeit begünstigt. Durch eine hohe Molmasse benötigen die Polymerketten so zwar länger, um zu diffundieren, jedoch wird dabei die Interdiffusion ganzer Molekülschlaufen ermöglicht. Somit ist ein mittlerer Wert für die Molmasse des Thermoplasten optimal, bei dem beide Teileinflüsse zum Erreichen einer guten molekularen Durchdringung positiv zusammenwirken. Ein weiterer Einfluss ist bei teilkristallinen Thermoplasten die **Kristallisation**, da sich ausbildende kristalline Strukturen die Kettenbeweglichkeit behindern. Wird bei der Verschweißung lediglich eine amorphe Randzone der Fügepartner aufgeschmolzen, kann dieser Einfluss vernachlässigt werden. Der dritte wesentliche Einfluss auf den Prozess der molekularen Durchdringung ist die **Orientierung** der Polymerketten. Eine Orientierung der Ketten senkrecht zur Kontaktfläche begünstigt die molekulare Durchdringung, während sie durch eine parallele Ausrichtung behindert wird. Da die Polymerketten z. B. in thermoplastischen UD-Tapes aufgrund der Fließverhältnisse bei der Imprägnierung generell parallel zur Oberfläche orientiert sind, tritt z. B. beim Thermoplast-Tapelegen zwangsläufig eine diesbezügliche Behinderung der molekularen Durchdringung auf.[51, 52, 82]

2.5 Konsolidierungsgrad

Die Laminatverdichtung und molekulare Durchdringung sind nun gekoppelte Prozesse, da die molekulare Durchdringung nur an den im innigen Kontakt befindlichen Bereichen stattfinden kann.[27, 38, 79] Sobald die beiden aufgeheizten Oberflächen in Kontakt gebracht werden, beginnt an einigen Stellen die molekulare Durchdringung und wirkt in der Folge gleichzeitig mit der weiteren Ausbildung des innigen Kontakts. Der **Konsolidierungsgrad D_b** („Degree of

„bonding“), ein Maß für die Verbundfestigkeit an der Kontaktfläche [21], ist dabei entsprechend Gleichung (28) als der Anteil der gesamten Fügeoberfläche definiert, über den sich eine AutohäSION ausgebildet hat. Bezug nehmend auf die Modelle für die Ausbildung des innigen Kontakts mit quaderförmigen Elementen aus Abschn. 2.2 kann der Konsolidierungsgrad so auch entsprechend Gleichung (29) beschrieben werden.[26, 29]

$$D_b = \frac{\text{Fügeoberfläche mit AutohäSION}}{\text{gesamte Fügeoberfläche}} \quad (28)$$

D_b ...Konsolidierungsgrad

$$D_b(t) = \frac{b_{au}(t)}{b_0 + w_0} \quad (29)$$

$D_b(t)$...Konsolidierungsgrad nach der Kontaktzeit t

$b_{au}(t)$...momentane Breite eines quaderförmigen Elements, über die sich eine AutohäSION ausgebildet hat

b_0 ...ursprüngliche Breite eines quaderförmigen Elements

w_0 ...ursprüngliche Breite einer Senke zwischen den quaderförmigen Elementen

Aufgrund der erwähnten Kopplung der Prozesse beschreiben **Mantell und Springer** den Begriff Konsolidierungsgrad basierend auf dem Grad des innigen Kontakts D_{ic} und dem Grad der AutohäSION D_{au} entsprechend Gleichung (30).[29] Sollen durch eine In-situ-Konsolidierung gleiche Verbundfestigkeiten erreicht werden, wie sie durch eine Verarbeitung im Autoklaven möglich sind, ist somit dabei das Erreichen eines vollständigen innigen Kontakts und einer vollständigen molekularen Durchdringung erforderlich.[22]

$$D_b(t) = D_{ic}(t) \cdot D_{au}(t) \quad (30)$$

$D_b(t)$...Konsolidierungsgrad nach der Kontaktzeit t

$D_{ic}(t)$...Grad des innigen Kontakts nach der Kontaktzeit t

$D_{au}(t)$...Grad der Autohäsion nach der Kontaktzeit t

Gleichung (30) ist nun jedoch nur für einen **stationären Prozess** anwendbar. Bei Prozessen wie z. B. dem kontinuierlichen Thermoplast-Tapelegen starten und enden einzelne Konsolidierungsschritte zu verschiedenen Zeiten, laufen mit verschiedenen Geschwindigkeiten ab und sind von der Position an der Kontaktfläche abhängig.[3] Um nun den Konsolidierungsgrad D_b bei solchen **instationären Bedingungen** abschätzen zu können, wurde das Modell von Mantell und Springer für den Prozess des Thermoplast-Tapelegens adaptiert und folgende Überlegungen getroffen. Zu jedem Zeitpunkt (τ) bildet sich im Zuge der Laminatverdichtung ein zusätzlicher inkrementeller Bereich mit innigem Kontakt an der Fügeoberfläche aus, wodurch der Grad des innigen Kontakts inkrementell erhöht wird ($(dD_{ic}/d\tau)d\tau$). Der Grad der Autohäsion dieses inkrementellen Bereichs nach Ende der gesamten Kontaktzeit t ergibt sich dann zu $D_{au}(t-\tau)$, wobei $t-\tau$ jene Zeit ist, die dem inkrementellen Bereich insgesamt für den Heilungsprozess zur Verfügung steht. Der Konsolidierungsgrad D_b ist demzufolge als das Integral über die Heilungsprozesse aller inkrementellen Bereiche mit innigem Kontakt entsprechend Gleichung (31) definiert.[32, 79]

$$D_b(t) = D_{ic}(0) \cdot D_{au}(t) + \int_0^t D_{au}(t-\tau) \cdot \frac{dD_{ic}(\tau)}{d\tau} d\tau \quad (31)$$

$D_b(t)$...Konsolidierungsgrad nach der Kontaktzeit t

$D_{ic}(0)$...Grad des innigen Kontakts zum Zeitpunkt $t=0$

$D_{au}(t)$...Grad der Autohäsion nach der Zeit t

$D_{au}(t-\tau)$...Grad der AutohäSION nach der Zeit $t-\tau$

t ...Kontaktzeit

τ ...Zeitvariable

$(dD_{ic}/d\tau)d\tau$... inkrementelle Erhöhung des innigen Kontakts

Für den Grad der AutohäSION D_{au} können nun die dafür entwickelten, in Abschn. 2.4 behandelten, nichtisothermen Modelle in Gleichung (31) eingesetzt werden. Mit dem Modell von **Yang und Pitchumani**, welches wie erwähnt am besten mit den experimentellen Daten korreliert, ergibt sich die Abschätzung des Konsolidierungsgrades so entsprechend Gleichung (32).[13, 79]

$$D_b(t, T) = D_{ic}(0) \cdot \left\{ \int_0^t \frac{dt}{t_r[T(t)]} \right\}^{\frac{1}{4}} + \int_0^t \left\{ \int_0^{t-\tau} \frac{dt}{t_r[T(t)]} \right\}^{\frac{1}{4}} \cdot \frac{dD_{ic}(\tau)}{d\tau} d\tau \quad (32)$$

$D_b(t, T)$...Konsolidierungsgrad als Funktion von Kontaktzeit t und Temperatur T

$D_{ic}(0)$...Grad des innigen Kontakts zum Zeitpunkt $t=0$

t ...Kontaktzeit

τ ...Zeitvariable

$t_r[T(t)]$...Reptationszeit, von der zeitlich veränderlichen Temperatur abhängig

$(dD_{ic}/d\tau)d\tau$... inkrementelle Erhöhung des innigen Kontakts

Ageorges et al. entwickelten ein für die Simulation gut geeignetes Modell zur Abschätzung des Konsolidierungsgrades unter **instationären Bedingungen**, das auf einer schrittweisen Berechnung (n Schritte) entsprechend Gleichung (33) beruht. Das Schema der schrittweisen Ausbildung des innigen Kontakts bei diesem Konsolidierungsmodell ist in Abb. 15 dargestellt. Der horizontale Balken repräsentiert darin die Zeitdauer, welche der Anteil $\Delta D_{ic}(1)$ zur Ausbildung der vollständigen AutohäSION benötigt. Die **Gültigkeit und Aussagekraft** ihres Modells haben Ageorges et al. anhand des Widerstandsschweißens von

verschiedenen Werkstoffkombinationen (APC-2/PEEK, APC-2/PEI und CF (Carbonfaser/Kohlenstofffaser) - PEI / PEI) unter nichtisothermen Bedingungen **experimentell verifiziert**. Die dabei erhaltenen experimentellen Ergebnisse stimmen gut mit den Modellvorhersagen überein.[83]

$$D_b(n) = \min \left\{ \sum_{i=1}^{n-1} \left[\Delta D_{ic}(i) \cdot \min \left(\sum_{j=i+1}^n D_{au}(\Delta t_j, T_j), 1 \right) \right], 1 \right\} \quad (33)$$

$D_b(n)$...Konsolidierungsgrad, aus n Simulationsschritten erhalten

$\Delta D_{ic}(i)$...Erhöhung des Grades des innigen Kontakts beim i-ten Schritt

$D_{au}(\Delta t_j, T_j)$...Grad der Autohäsion nach der Zeit Δt_j bei der Temperatur T_j beim j-ten Schritt

Δt_j ...Zeit, die beim j-ten Schritt verstreicht

T_j ...Durchschnittstemperatur während des j-ten Schrittes

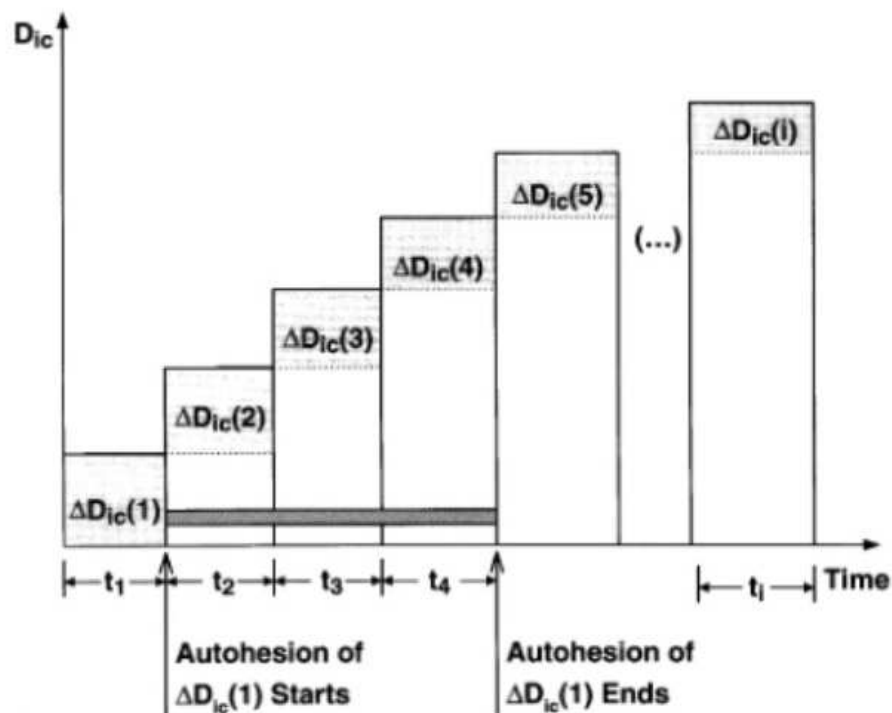


Abbildung 15: Ausbildung des innigen Kontakts mit der Zeit nach dem schrittweisen Berechnungsmodell von Ageorges et al.[83]

Der Grad der AutohäSION D_{au} kann, wie in Abschn. 2.4 erwähnt, als Verhältnis der Zugfestigkeit der Kontaktfläche zur Zugfestigkeit bei kohäsiver Kontaktfläche definiert werden. Dieser Ansatz gilt dabei jedoch nur, wenn sich zuvor ein 100 %iger inniger Kontakt ($D_{ic}=1$) zwischen den Fügepartnern ausgebildet hat.[26] Für die experimentelle Bestimmung des Konsolidierungsgrades kann dieser Ansatz jedoch immer herangezogen werden. Eine korrekt durchgeführte Verarbeitung im Autoklaven garantiert die Ausbildung einer vollständigen Konsolidierung zwischen ordnungsgemäß gefügten thermoplastischen Werkstoffen. Somit liefert z. B. der Vergleich der interlaminaren Scherfestigkeit (ILSS: interlaminar shear strength) einer Probe mit der einer im Autoklaven verarbeiteten Probe entsprechend Gleichung (34) den prozentualen Anteil der maximal erreichbaren Verbundfestigkeit und somit den experimentell bestimmten Konsolidierungsgrad, der dann mit Ergebnissen aus den Konsolidierungsmodellen verglichen werden kann.[3]

$$D_b(\textit{Experiment}) = \frac{\sigma}{\sigma_\infty} = \frac{ILSS}{ILSS_{\textit{Autoklav}}} \quad (34)$$

$D_b(\textit{Experiment})$...Konsolidierungsgrad, aus dem Experiment erhalten

σ ...Zugfestigkeit der Kontaktfläche

σ_∞ ...Zugfestigkeit bei kohäsiver Kontaktfläche

ILSS...interlaminare Scherfestigkeit

$ILSS_{\textit{Autoklav}}$...interlaminare Scherfestigkeit einer im Autoklaven verarbeiteten Probe

Im Zuge der Konsolidierung finden die Prozesse Laminatverdichtung und molekulare Durchdringung nun wie erwähnt teilweise gleichzeitig statt. Anzumerken ist dabei, dass die Laminatverdichtung ein druck-, zeit- und temperaturabhängiges Phänomen ist, während die molekulare Durchdringung ein weitgehend lediglich zeit- und temperaturabhängiges Phänomen ist.[3] Simulationen zeigen dazu entsprechend Abb. 16, dass die Laminatverdichtung

häufig der zeitbestimmende Schritt im Konsolidierungsprozess ist, wenn man sie mit der molekularen Durchdringung vergleicht. Der Anstieg des Grades der Autohäasion im Zuge der molekularen Durchdringung erfolgt nämlich i. d. R. deutlich schneller. Diese Tatsache wurde von Mantell und Springer [29, 37] sowie Chao und Gillespie [84] nachgewiesen. So kann die Zeit zur Ausbildung einer vollständigen molekularen Durchdringung bei der Verarbeitung von thermoplastischen Werkstoffen mit hoher Viskosität (v. a. amorphe Thermoplaste bzw. kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste) unter Umständen vernachlässigbar sein ($D_b \approx D_{ic}$). Werden jedoch ein hoher Konsolidierungsdruck aufgebracht und/oder Halbzeuge mit sehr geringen Oberflächenrauheiten eingesetzt, verläuft die Ausbildung des innigen Kontakts schnell, sodass die Zeit für die molekulare Durchdringung signifikant sein könnte. Dies gilt besonders, wenn die Verarbeitungstemperatur gering ist.[3, 27, 34]

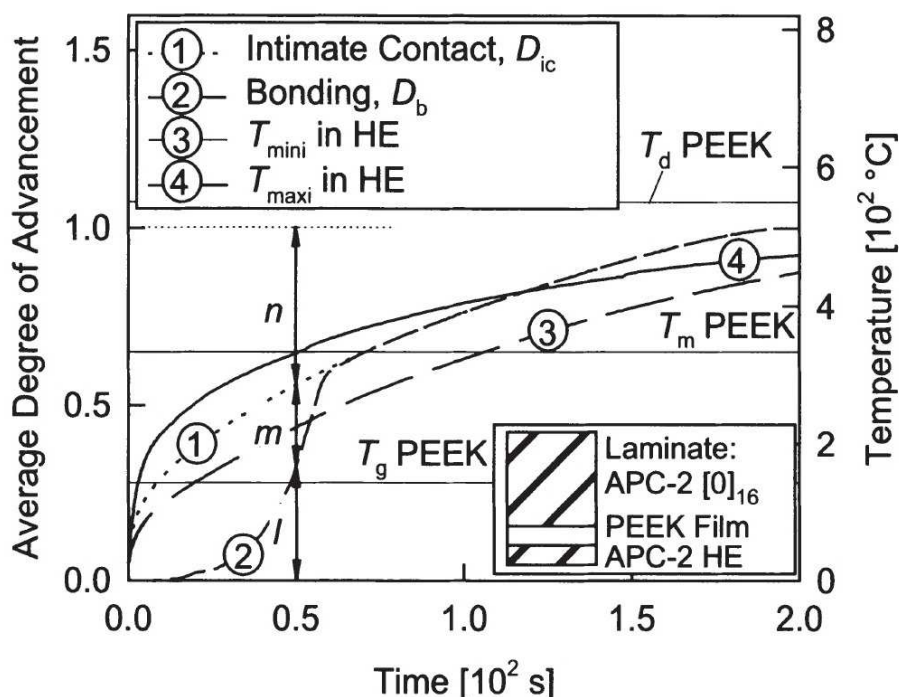


Abbildung 16: Grad des innigen Kontakts (D_{ic}) und Konsolidierungsgrad (D_b) bei der Konsolidierung eines APC-2-Laminats.[34]

2.6 Thermische Alterung

Im Zuge der Konsolidierung von thermoplastischen Werkstoffen resultieren zu geringe Verarbeitungstemperaturen bei den geforderten kurzen Prozesszeiten wie angeführt in einem unzureichenden Grenzflächenkontakt und einer unvollständigen Autohäasion. Hohe Temperaturen werden somit benötigt, um an der Kontaktfläche der Fügepartner eine ausreichende Verschweißung zu erreichen.[13] Das in thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen z. B. häufig eingesetzte Material PEEK wird, aufgrund seiner hohen Schmelztemperatur, um die 400 °C verarbeitet. Demzufolge kann die thermische Stabilität des Thermoplasten bei den hohen Temperaturen, längeren Prozesszeiten und unter oxidativer Atmosphäre (Sauerstoffexposition) eingeschränkt sein.[1, 85] Im Zuge der Simulation von Verarbeitungsverfahren und bei der Prozessführung ist somit immer ein evtl. Ablaufen thermischer Alterungsphänomene zu beachten, da diese einen Abfall der mechanischen und chemischen Materialeigenschaften verursachen. Die thermische Alterung ist somit der zu berücksichtigende chemische Aspekt beim Heilungsprozess des Thermoplasten.[1, 12] Ein sehr hoher Energieeintrag im Zuge der Konsolidierung würde nun zwar die Diffusion der Polymerketten deutlich verstärken, jedoch können dadurch hervorgerufene hohe Temperaturen, wie in Abb. 17 dargestellt, zu einer Aktivierung dieser thermischen Alterung führen.[3, 12, 64] Diese Abbildung zeigt die vorherrschenden Phänomene, die den Konsolidierungsprozess beeinflussen, sowie qualitativ den Bereich, in dem eine optimale Verschweißung erreicht werden kann. Bleibende morphologische Veränderungen des Kunststoffes sind design- und entwicklungstechnische Aspekte bei der Konsolidierung von Thermoplasten. Ein umfassendes Wissen darüber ist erforderlich, um optimale Prozesszyklen bestimmen zu können.

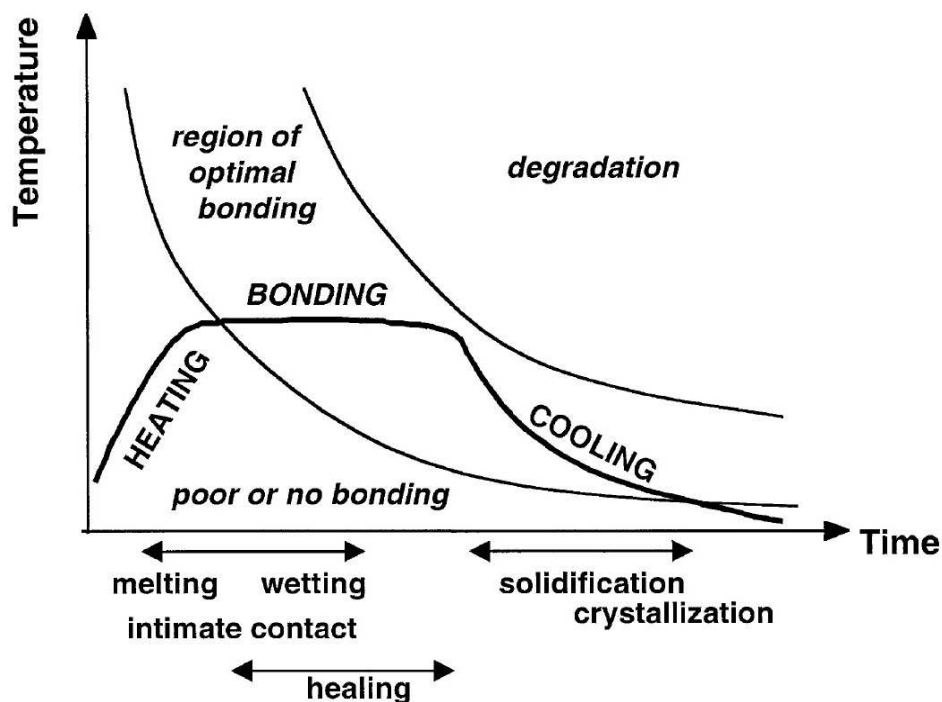


Abbildung 17: Phänomene, die den Konsolidierungsprozess beeinflussen.[27]

Es können zwei grundlegende thermische Alterungsphänomene beim Verarbeitungsprozess ausgemacht werden, die **Polymervernetzung** und der thermische Abbau (Degradation). Ersteres Phänomen, die Ausbildung einer Vernetzung von thermoplastischen Polymerketten, bewirkt eine Veränderung der Schmelzeviskosität und des Kristallisationsverhaltens. Der Mechanismus, welcher für die Polymervernetzung verantwortlich ist, besteht aus einem zufälligen Kettenspaltungsprozess. Dadurch werden Radikale erzeugt, die benachbarte Polymerketten angreifen und Verzweigungen sowie schließlich eine Vernetzung ausbilden. Sobald diese Polymervernetzung gestartet hat, behindert sie durch den Anstieg der Schmelzeviskosität zunehmend die Ausbildung des innigen Kontakts und der Autohäsion an der Kontaktfläche der Fügepartner.[3, 64] **Nicodeau et al.** kombinierten die kinetischen Gesetze für die Diffusion der Polymerketten und die thermische Alterung mit einem Wärmeübertragungsmodell in einem Modell, um den Abfall der Festigkeit aufgrund dieser thermischen Alterung zu erklären. Sie nahmen dazu isotherme Alterungsversuche am Material PEEK oberhalb seiner Schmelztemperatur vor. Dabei beobachteten sie einen Anstieg der Schmelzeviskosität aufgrund der erwähnten zeit- und temperaturabhängigen

Polymervernetzung.[64, 86] Für die Vernetzungsdichte R_r unter nichtisothermen Bedingungen ergibt sich daraus die halbempirische Arrhenius-Beziehung entsprechend Gleichung (35).[64] Die in der Gleichung vorkommende Aktivierungsenergie E_a kann durch eine thermogravimetrische Analyse (TGA) bestimmt werden.[3, 87] Die detaillierte Auswertung der Vernetzungsdichte R_r wird an dieser Stelle weggelassen, kann aber in der Literatur unter [88] gefunden werden. Die Gleichung ist gültig, solange der Thermoplast über seiner Glasübergangstemperatur (bei amorphen TP) bzw. Schmelztemperatur (bei teilkristallinen TP) gehalten wird.[3, 64]

$$R_r(t, T) = A \cdot \int_0^t \exp\left[-\frac{E_a}{R \cdot T(t)}\right] dt \quad (35)$$

R_r ...Vernetzungsdichte [mol/g]

A ...präexponentieller Faktor [mol/(g*s)]

t ...Kontaktzeit

E_a ...Aktivierungsenergie

R ...Gaskonstante (= 8,314 J/mol/K) [67]

$T(t)$...zeitlich veränderliche Temperatur

Mit Gleichung (35) ist eine Vorhersage der Vernetzungsdichte bei zeitlich veränderlichen Temperaturen an der Kontaktfläche möglich. Diese Vernetzungsdichte ist ein Maß für die thermische Alterung des schmelzflüssigen Thermoplasten zu einem gegebenen Zeitpunkt.[64] Die Differenz zwischen aus Simulationen erhaltenen und experimentell bestimmten Werten für den Konsolidierungsgrad D_b kann somit erklärt werden, indem man das Phänomen der Polymervernetzung berücksichtigt.[3, 34, 86]

Das andere thermische Alterungsphänomen beim Verarbeitungsprozess ist der **thermische Abbau (Degradation)**, d. h. die Gewichtsabnahme des Thermoplasten. Dabei kann es auch nur zu einer Degradation von oberflächennahen Polymerketten kommen, ohne dass sich ein unmittelbarer Einfluss auf Moleküle im

Inneren ergibt.[12] Oberhalb einer bestimmten Temperatur beginnt sich das Polymer nun vor allem durch oxidative Reaktionen zu zersetzen. Gupta zeigte dazu mittels Massenspektroskopie, dass eine sauerstoffreiche Umgebung die Gewichtsabnahme infolge des thermischen Abbaus verglichen mit einer nichtoxidativen Umgebung um 50 % beschleunigen kann.[89] **Sonmez und Hahn** nutzten dazu ein von **Nam und Seferis** [90] entwickeltes Modell für den thermischen Abbau zur Beschreibung der Gewichtsabnahme infolge des thermischen Abbaus beim Thermoplast-Tapelegeprozess, d. h. unter Einwirkung von Sauerstoff.[32, 91] Die **Gültigkeit** dieses Modells von Nam und Seferis wurde anhand von Alterungsversuchen an teilkristallinen Thermoplasten PEEK **experimentell verifiziert**. Als Ergebnis zeigte sich, dass die Modellgleichung genaue Vorhersagen über den Grad des thermischen Abbaus bei isothermen und auch bei nichtisothermen Verarbeitungsbedingungen ermöglicht.[90] Sowohl dieses Modell als auch das von Nicodeau et al. sind zeit- und temperaturabhängig und erlauben die Vorgabe eines Grenzwertes für den noch akzeptablen Grad der thermischen Alterung. Dieser ergibt sich daraus, wann die Eigenschaften und Qualität des fertigen Bauteils unerwünschte Werte erreichen. Die Modelle für die thermische Alterung geben somit ein Werkzeug, um maximal ertragbare Verarbeitungstemperaturen und Wärmeströme abschätzen zu können. Die **Aussagekraft** der Modelle ist jedoch dahingehend eingeschränkt, dass sie keine direkte Vorhersage über den quantitativen Einfluss der thermischen Alterung auf die Festigkeit an der Fügestelle nach erfolgter Konsolidierung liefern.[13, 32, 91]

2.7 Zusammenfassung der Konsolidierungsmodelle

Tabelle 1 fasst die in der Literatur gefundenen und anerkannten Modelle zur Beschreibung der Konsolidierung von thermoplastischen Werkstoffen zusammen. Darin ist auch angegeben, welche Verarbeitungsverfahren zur Verifikation der Modellansätze eingesetzt wurden. Die speziellen Modelle für die Konsolidierung von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten werden im nächsten Abschnitt behandelt.

Tabelle 1: Modelle für die Konsolidierung von thermoplastischen Werkstoffen.

Entwickler	Modell	Verfahren	Anmerkungen
Dara, Loos (1985) [28]	Laminatverdichtung, AutohäSION	generelles Konsolidierungs- modell, HeiÙpressen	Quader unterschiedlicher Größe, amorphe TP
Lee, Springer (1987) [26]	Laminatverdichtung, AutohäSION	generelles Konsolidierungs- modell, HeiÙpressen	Quader mit gleicher Grundfläche, amorphe und teilkristalline TP
Mantell, Springer (1992) [29]	Laminatverdichtung, AutohäSION	Autoklav, HeiÙpressen, Tapelegen, Faserwickeln	Quader und zeitlich veränderliche T, p und η , Laminatverdichtung ist zeitbestimmender Schritt
Yang, Pitchumani (2001, 2002) [30, 80]	Laminatverdichtung, AutohäSION	HeiÙpressen	fraktale Beschreibung der Oberfläche, nichtisothermes Modell für AutohäSION
Gruber et al. (2012) [31]	Laminatverdichtung	generelles Konsolidierungs- modell	Beschreibung der Oberfläche mittels FEM-Software
Pitchumani et al. (1996) [46]	Dynamik der Poren	Tow Placement	Modell für die Dynamik mikroskopischer Poren

Entwickler	Modell	Verfahren	Anmerkungen
Tierney und Gillespie (2003) [47]	Dynamik der Poren	Tow Placement	Modell für die Dynamik mikroskopischer Poren
Simacek et al. (2013) [48]	Dynamik der Poren	generelles Konsolidierungsmodell	Modell für die Dynamik größerer Poren
Kim, Wool (1983) [60]	Autohäsion	Heißpressen	Modell für mechanische Eigenschaften der Fügestelle
Wool et al. (1989, 1993) [61, 62]	Autohäsion	Heißpressen	Heilungsprozess von Multimaterialsystemen
Loos, Li (1994) [77]	Autohäsion	Heißpressen, Tapelegen	nichtisothermes Modell (amorphe TP)
Bastien, Gillespie (1991) [78]	Autohäsion	Widerstandsschweißen	nichtisothermes Modell
Sonmez, Hahn (1997) [32]	Laminatverdichtung, Autohäsion, thermische Alterung	Tapelegen	nichtisothermes Modell, Modell für thermischen Abbau (Degradation)
Ageorges et al. (1998) [83]	Laminatverdichtung, Autohäsion	Widerstandsschweißen	Abschätzung des Konsolidierungsgrades unter instationären Bedingungen

Entwickler	Modell	Verfahren	Anmerkungen
Nicodeau et al. (2007) [64]	thermische Alterung	Alterungsversuche	Modell für Polymervernetzung
Nam, Seferis (1992) [90]	thermische Alterung	Alterungsversuche	Modell für thermischen Abbau (Degradation)
Chao, Gillespie (1994) [84]	Laminatverdichtung, Autohäsion	Heißpressen	Laminatverdichtung ist zeitbestimmender Schritt
Grewell, Benatar (2007) [92] (Abschn. 4.2)	Laminatverdichtung	Ultraschall- schweißen	Modell für das transversale Fließen der schmelzflüssigen Rauheitspeaks
Levy et al. (2008, 2014) [93, 94] (Abschn. 4.2)	Laminatverdichtung, Autohäsion	Ultraschall- schweißen	FEM-Modell für Ultraschallschweiß- prozess
Butler et al. (1998) [38] (Abschn. 4.2)	Laminatverdichtung, Autohäsion	Widerstands- schweißen, Tow Placement	Modell für Widerstands- schweißprozess
Shi et al. (2011) [95] (Abschn. 4.2)	Laminatverdichtung, Autohäsion	Widerstands- schweißen	Modell für Widerstands- schweißprozess

Die aus den genannten Modellansätzen und experimentellen Untersuchungen gefundenen, entscheidenden Einflüsse auf das Konsolidierungsergebnis sind nun noch einmal zusammenfassend die Prozessparameter Verarbeitungstemperatur, Konsolidierungsdruck und Kontaktzeit sowie der Materialparameter Molmasse. Tabelle 2 zeigt die jeweiligen Auswirkungen dieser Parameter auf den Konsolidierungsprozess.[24] Den stärksten Einfluss hat dabei die Verarbeitungstemperatur, wenn sie als einzelner Parameter in den Konsolidierungsmodellen betrachtet wird. Dies ist für den Aufheiz- und Verfestigungsschritt nicht sehr überraschend. Es hängen jedoch auch die Materialeigenschaften, das Kristallisationsverhalten und eben der komplexe Konsolidierungsprozess stark von der Verarbeitungstemperatur ab, wodurch sie entscheidend Einfluss auf die letztendliche Verbundqualität nach erfolgter Konsolidierung nimmt.[12]

Tabelle 2: Einflussparameter und ihre Auswirkungen auf den Konsolidierungsprozess von thermoplastischen Werkstoffen.[24]

Einflussparameter	hoch	niedrig
Verarbeitungstemperatur	schnelle Verschweißung, aber thermische Alterung	langsame oder keine Verschweißung
Konsolidierungsdruck	molekulare Durchdringung verlangsamt	unzureichender Grenzflächenkontakt
Kontaktzeit	thermische Alterung	unzureichende Verschweißung
Molmasse	lange Kontaktzeit und hoher Druck erforderlich	kurze Kontaktzeit und geringer Druck genügen

3 Besondere Aspekte bei der Konsolidierung kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste

3.1 Allgemeine Grundlagen

Die Konsolidierung von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten kann so betrachtet werden, dass sie sowohl aus der Eliminierung der räumlichen Lücken zwischen und in den Lagen als auch der Eliminierung der Welligkeit der Fasern besteht.[58] Man spricht dabei von **Bulk Consolidation**, wenn bereits vorimprägnierte, thermoplastische Faserhalbzeuge (thermoplastische Prepregs) unter Druck und Temperatur zu einem Laminat zusammengefügt werden. In diesem Fall entfällt die Imprägnierung der Fasern im Zuge der Konsolidierung. Der genaue Mechanismus der Bulk Consolidation ist nun im Allgemeinen für jeden Halbzeugtyp unterschiedlich.[2] Gemeinsam ist ihnen dabei das Phänomen, dass die durch Aufheizen in den schmelzflüssigen Zustand übergeführte thermoplastische Matrix auf den Konsolidierungsdruck mit Fließvorgängen (Matrixfluss) reagiert.[1]

3.2 Bulk Consolidation von Tapes

Barnes und Cogswell haben vier grundlegende **Fließmechanismen** beschrieben, die bei der Bulk Consolidation von vollständig imprägnierten und vorkonsolidierten, unidirektional faserverstärkten thermoplastischen Bändern (UD-Tapes) auftreten.[96] Die zwei wichtigsten davon sind die **Nachimprägnierung** vorhandener trockener Bereiche [46, 96] und das **transversale Fließen** (Quetschfließen) der Matrix quer zu den Fasern entsprechend Abb. 18, welches für die Deformation (Dickenabnahme und Breitenzunahme) der Tapes verantwortlich ist.[96, 97] Experimentelle Untersuchungen von Ranganathan et al. [98], Butler et. al [38] und Khan [3] bestätigten diesen transversalen Fließmechanismus. Die Ursache dafür ist, dass das unidirektional faserverstärkte Material unter den Verarbeitungsbedingungen anisotrope Eigenschaften aufweist. Die hohe Dehnsteifigkeit der Fasern trägt

dabei zu einer höheren Schmelzeviskosität der thermoplastischen Matrix in Faserrichtung bei.[96, 97] Diese Anisotropie der Tapes beeinflusst ihre **geometrische Deformation** bei der Bulk Consolidation in direkter Weise.[99, 100] Darüber hinaus werden dabei wie erwähnt die im thermoplastischen Material eingeschlossenen Poren durch den Konsolidierungsdruck komprimiert. Das thermoplastische Tape wird durch die Überlagerung dieser Vorgänge im Zuge der Bulk Consolidation, wie in Abb. 19 dargestellt, merklich geometrisch deformiert. Die Abmessungen des konsolidierten Tapes sind somit letztendlich von seiner ursprünglichen Dicke und Breite sowie diesen beschriebenen Konsolidierungsmechanismen abhängig.[1, 96]

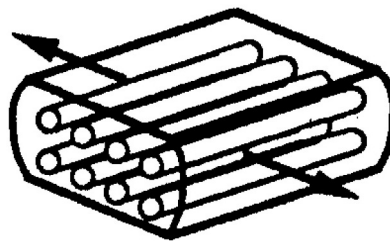


Abbildung 18: Transversaler Matrixfluss bei der Bulk Consolidation von Tapes.[2]

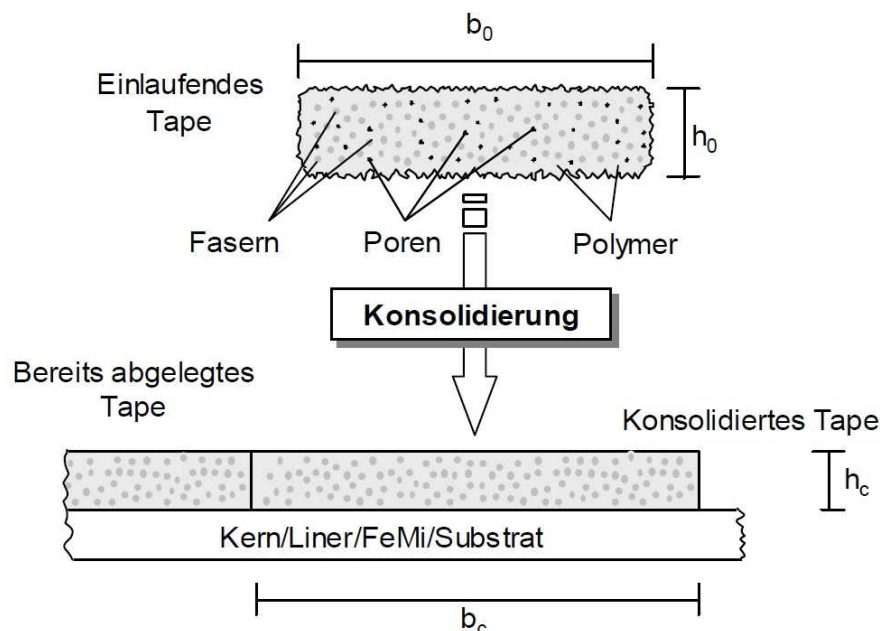


Abbildung 19: Geometrische Deformation eines thermoplastischen Tapes im Zuge der Bulk Consolidation.[1]

Ein weiterer wesentlicher Punkt bei der Bulk Consolidation von thermoplastischen Faserhalbzeugen ist, dass es dabei aufgrund des transversalen Matrixflusses zu einer Zunahme der Packungsdichte der Fasern kommt. Infolgedessen nimmt das **Fasernetzwerk** entsprechend Abb. 20 einen immer höher werdenden Anteil der aufgebrachten Kompaktierungskraft auf, wodurch es sich teilelastisch zu verformen beginnt. Im Extremfall muss das Fasernetzwerk so die gesamte Last tragen und der Druck in der Matrix fällt auf null, wodurch ein vermehrtes Porenwachstum auftritt.[101, 102]

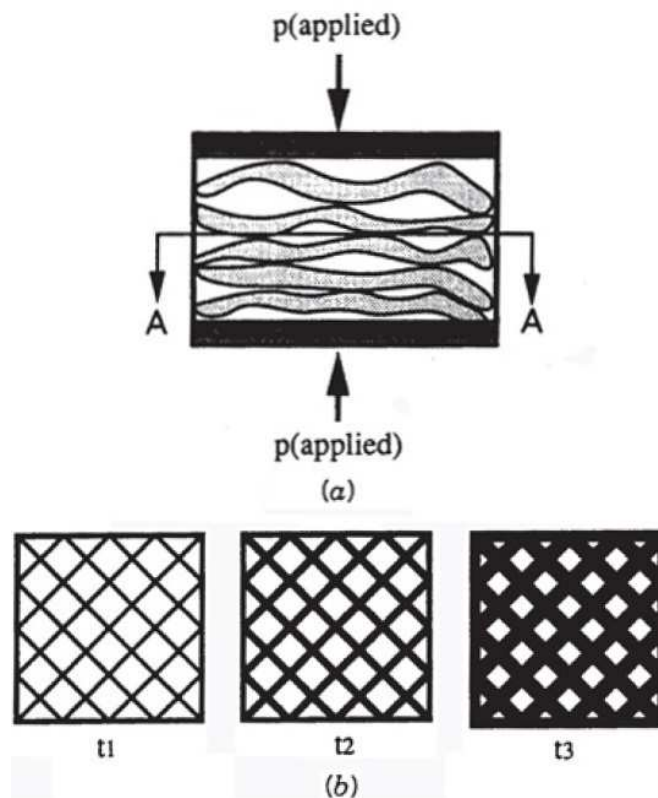


Abbildung 20: Zunahme der Packungsdichte der Fasern aufgrund des transversalen Matrixflusses bei der Bulk Consolidation.[58]

Wird der Konsolidierungsdruck weggenommen, kommt es zu einer teilweisen elastischen Rückverformung des Fasernetzwerks und somit des Laminats.[101, 102] Dadurch findet eine Dekonsolidierung statt, die erneut Porenwachstum, Delaminationen und andere Arten des physikalischen Abbaus beinhalten kann.[103, 104] Daher muss für eine korrekte Aussage über den Prozess der Bulk Consolidation auch immer die Elastizität des Fasernetzwerks

berücksichtigt werden.[58] **Gutowski et al.** untersuchten dazu experimentell das elastische Deformationsverhalten eines solchen Fasernetzwerks und entwickelten ein mechanisches Modell dafür. Die **Gültigkeit** ihres Modells haben sie anhand von Kohlenstofffaser-UD-Gelegen in Ölen mit verschiedenen Viskositäten **experimentell verifiziert**. Die dabei erhaltenen Ergebnisse stimmen gut mit den Modellvorhersagen überein. Das mechanische Modell von Gutowski et al. besitzt allerdings **keine verallgemeinerbare Aussagekraft**. [105, 106] Ob die Modellgleichungen für einen anderen, speziellen Typ von Fasernetzwerk gültig sind, sollte so anhand von Experimenten immer erst verifiziert werden. [107]

Um nun bei der Bulk Consolidation eine schnelle Ausbildung des erforderlichen vollständigen innigen Kontakts zwischen den Tapes zu ermöglichen, ist eine geringe Schmelzeviskosität der Matrix erforderlich. Dies gilt besonders bei Tapes mit einem hohen Faservolumengehalt. Auch dabei zeigt sich die Wichtigkeit des Aufheizenschrittes im Zuge der Konsolidierung. Eine matrixreiche Fügeoberfläche oder das Aufbringen von zusätzlichem Polymer, z. B. in Form eines Matrixfilms, kann zudem für die Ausbildung des innigen Kontakts vorteilhaft sein, da das transversale Fließen des reinen Matrixmaterials verglichen mit der faserverstärkten Matrix deutlich leichter erfolgen kann. [17] Nun gilt, dass alle erwähnten, anerkannten Modelle für die **Laminatverdichtung und Ausbildung des innigen Kontakts im** Zuge der Konsolidierung ausschließlich auf der Verarbeitung älterer Tapetechnologien (v. a. APC-2 und APC-2a von Cytac Engineered Materials, USA) mit mangelnder und ziemlich inhomogener Oberflächenqualität basieren. Bei diesen Halbzeugen musste entsprechend von einem starken Einfluss ihrer Oberflächenrauheit auf die Ausbildung des innigen Kontakts bei der Konsolidierung ausgegangen werden. Durch die Entwicklung aktueller, fortschrittlicher Tapetechnologien mit ebeneren und gleichmäßigeren Oberflächen durch verbesserte Imprägnierprozesse (APC-2-TIF u. a.) sind die grundlegenden Annahmen der vorhandenen Kontaktmodelle jedoch in dieser Form häufig nicht mehr gerechtfertigt. [1, 12] Es wird im Folgenden aber kurz auf die Anwendung der erwähnten Modelle für die Ausbildung des innigen Kontakts bei der Bulk Consolidation von thermoplastischen Tapes eingegangen.

Die Oberflächenrauheiten können dabei nach den mathematischen Modellen von Lee und Springer, Mantell und Springer, Yang und Pitchumani sowie Gruber et al. beschrieben werden, welche die in Abschn. 2.2 genannten Vor- und Nachteile aufweisen.[26, 29-31] Für die Abschätzung des Grades des innigen Kontakts bei der Laminatverdichtung von faserverstärkten Thermoplasten muss in die Modelle jedoch jeweils die **Viskosität des Matrix-Faser-Systems** (schmelzflüssige Matrix mit Verstärkungsfasern gemeinsam) eingesetzt werden. Der Grad des innigen Kontakts ergibt sich so z. B. nach dem fraktalen Modell von Yang und Pitchumani entsprechend Gleichung (36).[18, 30]

$$D_{ic}^{(n)}(t) = \frac{1}{f^n} \cdot \left[\frac{5}{4} \cdot \left(\frac{h_0}{L_0} \right)^2 \cdot \frac{f^{\frac{2 \cdot n \cdot D}{2-D} + n + 4}}{(f+1)^2} \cdot \int_{t_{n+1}}^t \frac{p(t)}{\eta_{0,mf}(t)} dt + 1 \right]^{\frac{1}{5}} \quad (36)$$

$$t_{n+1} \leq t \leq t_n$$

$D_{ic}^{(n)}(t)$...Grad des innigen Kontakts nach der Kontaktzeit t

n...Anzahl der Generationen von Rauheiten

f...Skalierungsfaktor zwischen zwei benachbarten Generationen von Rauheiten in der Cantor-Menge

h_0 ...Höhe der Rauheit der ersten Generation [m]

L_0 ...gesamte horizontale Länge des Blocks der Cantor-Menge [m]

D...fraktale Dimension

t...Kontaktzeit

t_{n+1}, t_n ...Startzeit und Endzeit des Verdichtungsprozesses der n-ten Generation von Rauheiten

p(t)...zeitlich veränderlicher Konsolidierungsdruck

$\eta_{0,mf}(t)$...zeitlich veränderliche Nullscherviskosität des **Matrix-Faser-Systems**

Für die Anwendung dieser Kontaktmodelle müssen wie bereits angeführt sowohl die Viskosität des Matrix-Faser-Systems, als auch die genaue Oberflächenrauheit der Halbzeuge bekannt sein. Diese Oberflächenrauheit ist jedoch nicht so schnell messbar und variiert zwischen den Halbzeugherstellern sowie von Produkt zu Produkt [12, 108]. Da nun v. a. die Bestimmung der Viskosität des Matrix-Faser-Systems, d. h. von Feststoffpartikeln in flüssigen Medien ein Problem darstellt, besonders wenn die Partikel ein hohes Schlankheitsverhältnis [109] aufweisen (bei Endlosfasern), sind die genannten Kontaktmodelle für praktische Zwecke in der Verarbeitung von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten weniger geeignet.[2, 28]

Das erste **praktisch anwendbare Modell** für die Bulk Consolidation von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten basiert auf einer eindimensionalen Betrachtung des Deformationsverhaltens der Tapes.[101, 110] **Muzzy et al.** nutzten diesen Ansatz für ihr einfaches, eindimensionales Modell zur Vorhersage der Dickenabnahme eines porenbehafteten Tapes infolge des Konsolidierungsdrucks im Zuge der Bulk Consolidation.[101, 108] Der Verlauf dieser Dickenabnahme mit der Kontaktzeit ist in Abb. 21 dargestellt.

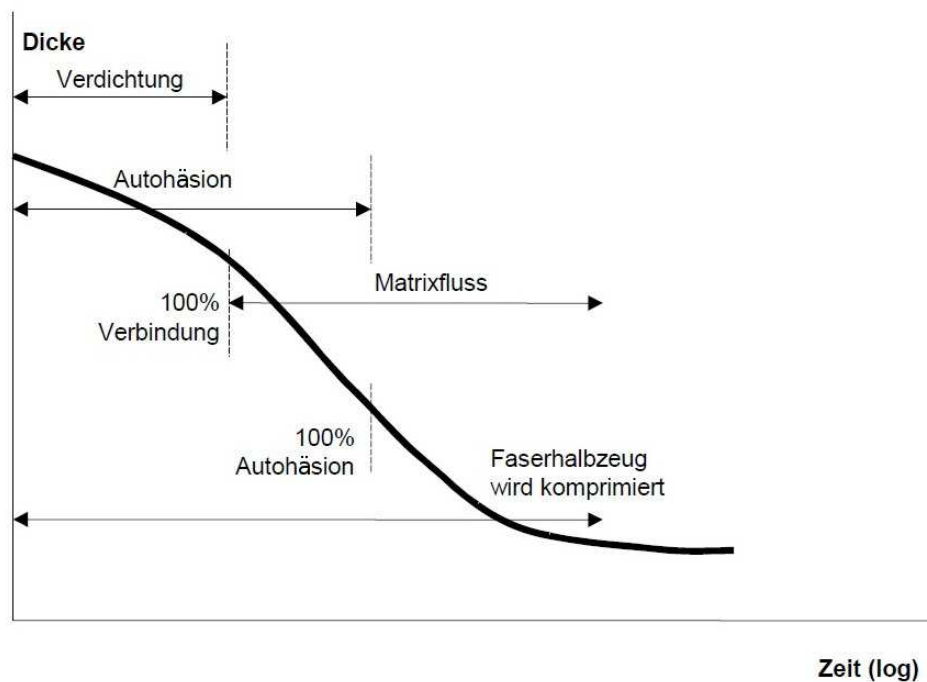


Abbildung 21: Dickenabnahme eines Tapes infolge des Konsolidierungsdrucks.[2]

Zur Beschreibung der Dickenabnahme nutzten Muzzy et al. die Prinzipien des bei der Bulk Consolidation ablaufenden transversalen Fließens. Aus diesen Überlegungen heraus ergibt sich nach Muzzy et al. der Zusammenhang zwischen Konsolidierungsdruck und Dickenabnahme entsprechend Gleichung (37), welcher für eine vereinfachte Modellierung der Bulk Consolidation von thermoplastischen Tapes und für die Analyse von experimentellen Daten in der Praxis genutzt werden kann.[58, 101, 108]

$$p = B_y \cdot \ln\left(\frac{h_0}{h}\right) \quad (37)$$

p...Konsolidierungsdruck

B_y...Konsolidierungs-Kompressionsmodul (Bulk-Modul)

h₀...Laminatdicke zu Beginn

h...Laminatdicke am Ende

Alles in Allem betrachtet ist aber auch das Modell von Muzzy et al. nicht universell einsetzbar. Um das Konsolidierungsverhalten genauer beschreiben zu können, müssen insbesondere für spezielle Halbzeuge individuelle experimentelle Daten generiert werden. Bezug nehmend auf das Modell von Muzzy et al. bedeutet dies, dass der Konsolidierungs-Kompressionsmodul B_y (Bulk-Modul) in jedem Fall rekursiv und iterativ experimentell bestimmt werden muss, um zuverlässige Modellvorhersagen erhalten zu können. Dieser Bulk-Modul hängt von der Verarbeitungstemperatur, dem Konsolidierungsdruck und der Lagenanzahl ab. Die genaue Vorgehensweise seiner Bestimmung kann für ein APC-2-Laminat in der Literatur unter [101] nachvollzogen werden. Des Weiteren ist die **Aussagekraft** des Modells von Muzzy et al. eingeschränkt, da dabei die Breitenzunahme der Tapes im Zuge der Bulk Consolidation vernachlässigt wird. Weiterführende Arbeiten von **Barnes und Cogswell** haben jedoch gezeigt, dass diese eigentlich nicht vernachlässigt werden darf. Ihr zweidimensionales Modell für das transversale Fließen der Matrix zur Vorhersage der Breitenzunahme der Tapes

hat dies deutlich gemacht. Dieses Modell beruht auf der Annahme eines sehr langsam ablaufenden, newtonschen Quetschfließens. Die **Gültigkeit** ihres Modells haben Barnes und Cogswell anhand von Experimenten an CF/PEEK-Laminaten unter Eigengewicht bzw. an einer hydraulischen Presse für eben solche sehr langsamen Prozessgeschwindigkeiten verifiziert. Die dabei erhaltenen experimentellen Ergebnisse stimmen gut mit den Modellvorhersagen überein. Die **Aussagekraft** des Modells ist somit jedoch nur auf ein sehr langsam ablaufendes Quetschfließen mit entsprechend geringen Scherraten beschränkt.[96, 111] Eine Erweiterung dieses Modells zur zuverlässigen Simulation der Porendynamik im Zuge der Bulk Consolidation wurde, wie in Abschn. 2.3 angeführt, von **Pitchumani et al.** vorgenommen.[46] Zur molekularen Durchdringung und somit zum Heilungsprozess des Thermoplasten im Zuge der Bulk Consolidation ist noch zu sagen, dass dieser ein von den Matrixmaterialien der Fügepartner und nicht von den Verstärkungsstrukturen abhängiges Phänomen ist.[3] Deshalb gelten auch für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste die in Abschn. 2.4 behandelten Modelle für die molekulare Durchdringung und Ausbildung der Autohäsion.

3.3 Bulk Consolidation von Towpregs

Die Bulk Consolidation von flexiblen Towpregs verhält sich nun unterschiedlich zu jener der Tapes.[58] Bei den Towpregs handelt es sich um pulverimprägnierte Tows (Bündel von Einzelfasern), die zu Geweben oder Geflechtes verarbeitet werden können. Diese Strukturen sind flexibler als Tapes und können zum Erzielen von dreidimensionalen Lagenaufbauten genutzt werden. So setzt man sie gewöhnlich als Halbzeuge für den Prozess des **Faserwickelns** (Thermoplastwickelns) ein.[112] **Iyer und Drzal** haben die Bulk Consolidation von thermoplastischen Towpregs untersucht. Sie beschreiben diese Konsolidierung in ihrem **qualitativen Modell** als einen zweistufigen Prozess, bei dem zuerst die durch Aufheizen schmelzflüssig gewordenen Matrixfilme entsprechend Abb. 22 in innigen Kontakt gebracht werden und dann die molekulare Durchdringung an den Kontaktflächen erfolgt.[113, 114]

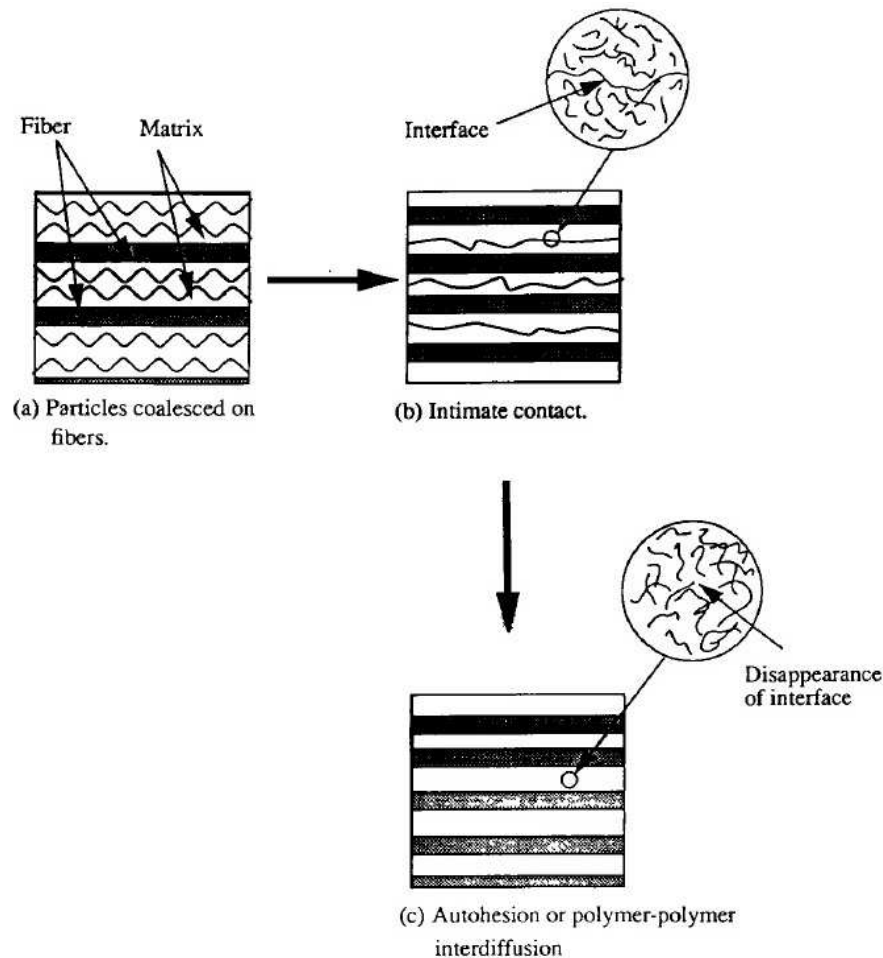


Abbildung 22: Bulk Consolidation von thermoplastischen Towpregs.[114]

Einer der Gründe, warum die Bulk Consolidation bei thermoplastischen Towpregs anders als bei Tapes verläuft, ist ihre nicht perfekte Imprägnierung mit dem Matrixmaterial. Außerdem erlaubt ihre hohe Flexibilität eine schnelle und einfache Ausbildung des notwendigen innigen Kontakts zwischen den Matrixfilmen. So wird im Zuge der Bulk Consolidation zwar dieser vollständige innige Kontakt erreicht, jedoch gibt es eben das Problem der unvollständigen Imprägnierung. Demzufolge hat die Bulk Consolidation von Towpregs eher die vollständige Imprägnierung mit dem Matrixmaterial als den ohnehin einfach entstehenden innigen Kontakt zum Ziel. Aufgrund dessen sind die dabei ablaufenden Vorgänge mittels eines Matrixflussmodells erklärbar.[58] **Ye et al.** haben dazu ein **quantitatives Modell** präsentiert. In ihrem Berechnungsmodell findet die Bulk Consolidation durch eine einfache radiale Imprägnierung der Faserbündel statt, welche mit dem

Darcy-Gesetz beschrieben wird. Das Matrixpulver auf den Faserbündeln nimmt dabei laut Modellvorstellung keine aktive Rolle bei der Konsolidierung ein und wird nur hinsichtlich des reduzierten Porengehalts zwischen den Fasern berücksichtigt. Die **Gültigkeit und Aussagekraft** dieses Modells ist jedoch **unklar**, da v. a. bei Fasernetzwerken mit hohen Faservolumengehalten die Permeabilität (Durchlässigkeit) für die Matrix in Längsrichtung der Fasern bedeutend größer ist, als die Permeabilität in Querrichtung.[113, 115, 116] **Connor et al.** entwickelten ein **quantitatives Modell** für die Bulk Consolidation von Towpregs, welches diese Tatsache berücksichtigt und von einer Imprägnierung in Längsrichtung der Fasern ausgeht. Die Modellvorstellung dabei ist, dass, wenn ein Matrixpartikel schmilzt, es entsprechend Abb. 23 eine Matrixbrücke zwischen je drei benachbarten Fasern ausbildet. Im Zuge des Imprägnierungsprozesses breitet sich dann jede Matrixbrücke aufgrund von Konsolidierungsdruck und Kapillarkräften in beide Richtungen entlang der Fasern aus. Diese Ausbreitung der Matrixbrücken entfernt der Modellvorstellung nach die Luft aus dem Laminat und wird von einer druckbedingten Verringerung des Raumes zwischen den Fasern entsprechend Abb. 23 begleitet. Die **Gültigkeit und Aussagekraft** des Modells wurde von Connor et al. anhand der Konsolidierung von CF/PEEK und CF/PEI - Towpregs **experimentell verifiziert**. Die dabei erhaltenen Ergebnisse zeigen, dass ihr Modell eine genaue Vorhersage des Porengehalts im fertigen Bauteil ermöglicht.[113, 117]

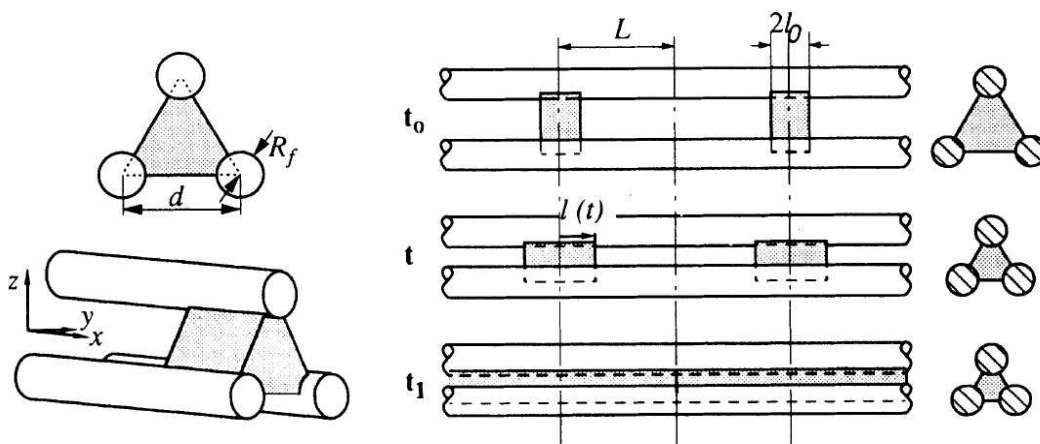


Abbildung 23: Quantitatives Modell für die Bulk Consolidation von Towpregs nach Connor et al.[117]

Steggall-Murphy et al. haben vor Kurzem ein einfacheres Modell für die Imprägnierung im Zuge der Bulk Consolidation von thermoplastischen Towpregs entwickelt. Dabei wird das Problem der Imprägnierung entsprechend Abb. 24 auf einen eindimensionalen Matrixfluss quer zu den Fasern reduziert, welcher mit dem Darcy-Gesetz beschrieben wird. Das Modell liefert eine Vorhersage des Porengehalts im fertigen Bauteil bei sich ändernden Verarbeitungsbedingungen. Die Permeabilität wird dabei jedoch über den gesamten Konsolidierungsprozess als konstant angenommen. Die **Gültigkeit** ihres Modells haben Steggall-Murphy et al. anhand der Konsolidierung von mit HDPE (High-Density Polyethylene; Polyethylen hoher Dichte) pulverimprägnierten, biaxialen Glasfasergelegen im Autoklaven **experimentell verifiziert**. Die Modellvorhersagen über den Porengehalt korrelieren dabei gut mit den gewonnenen experimentellen Daten. Allerdings wird die Deformation der Towpregs im Modell nicht berücksichtigt, was bei höheren Konsolidierungsdrücken unter Umständen zu einem stärkeren Fehler in der Vorhersage führen kann und die **Aussagekraft** des Modells dahingehend einschränkt. So könnten zukünftige, auf diesem Ansatz aufbauende Modelle eine variable Permeabilität sowie eine Berücksichtigung der Deformation beinhalten, um damit eine noch allgemeiner gültige und einfache Simulation der Bulk Consolidation von Towpregs zu ermöglichen.[118]

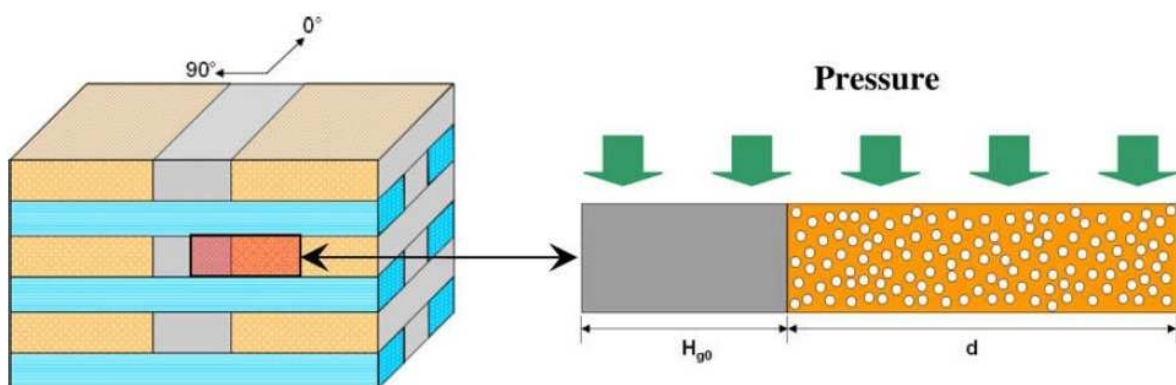


Abbildung 24: Quantitatives Modell für die Bulk Consolidation von Towpregs nach Steggall-Murphy et al.[118]

Die Bulk Consolidation nimmt nun zusammenfassend eine zentrale Bedeutung bei der Verarbeitung flexibler Towpregs, aber auch bei der von **Commingling-Hybridgarnen** ein. Ein idealisierter Querschnitt solcher Commingling-Hybridgarne ist in Abb. 25 dargestellt. Aus ihrem Aufbau ergibt sich, dass die thermoplastische Matrix dabei nach dem Schmelzen radial in die Faserbündel fließen muss, um diese zu imprägnieren und den dazwischenliegenden freien Raum aufzufüllen.[58]

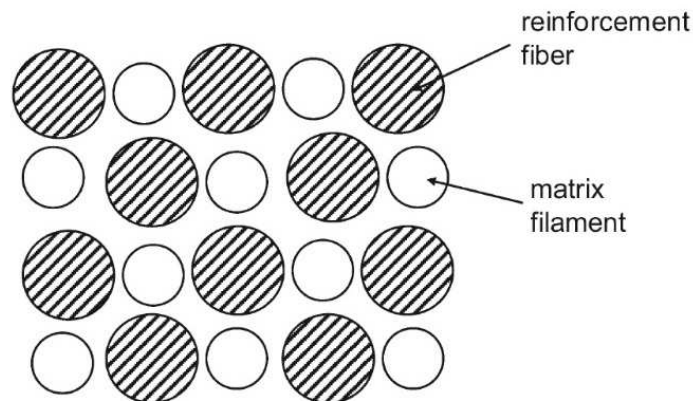


Abbildung 25: Idealisierter Querschnitt eines Commingling-Hybridgarns.[58]

Ein mathematisches Modell für die Bulk Consolidation von Commingling-Hybridgarnen wurde von **Van West et al.** entwickelt, die das Darcy-Gesetz nutzten, um das radiale Fließen von (newtonschem) Matrixmaterial in die Faserbündel zu beschreiben. Diese zylindrischen Faserbündel im Hybridgarn weisen dabei der Modellvorstellung nach alle denselben Durchmesser auf.[119-121] Die **Gültigkeit und Aussagekraft** dieses FEM-Modells wurde jedoch **nicht verifiziert**, da dafür keine experimentellen Ergebnisse präsentiert wurden. Außerdem bietet das Modell generell keine geeignete Beschreibung des Konsolidierungsprozesses von Commingling-Hybridgarnen mit hohen Faservolumengehalten.[122, 123] **Cain et al.** adaptierten das Modell von Van West et al. später für den Fall des strukturviskosen Materialverhaltens von Thermoplasten. Die **Gültigkeit** ihres Modells haben sie anhand der Bulk Consolidation von GF (Glasfaser) / PP - Hybridgarnen für eine Reihe unterschiedlicher Konsolidierungsdrücke und Verarbeitungstemperaturen **experimentell verifiziert**. Die von ihnen dabei erhaltenen experimentellen Ergebnisse für die Porengehalte in den fertigen Bauteilen zeigen eine ziemlich gute Übereinstimmung mit den Vorhersagen des Modells. Zu berücksichtigen ist

dabei jedoch, dass die im Zuge der Experimente erhaltenen Porengehalte aufgrund von Limitierungen der Verarbeitungsanlage alle über 8 % lagen, wodurch die **Aussagekraft** des Modells bei geringeren Porengehalten nicht verifiziert ist.[120, 124] Eine Weiterentwicklung, das Modell von **Bernet et al.**, berücksichtigt nun auch, dass die annähernd zylindrischen Faserbündel in einem realen Hybridgarn, wie in Abb. 26 dargestellt, unterschiedliche Durchmesser aufweisen können. In der Modellvorstellung geht man zur Vereinfachung aber lediglich von zwei unterschiedlichen Durchmessern aus, deren Vorkommenshäufigkeiten vom verarbeiteten Halbzeug abhängen. Dieses Modell, welches ebenfalls auf der Anwendung des Darcy-Gesetzes beruht, bietet nun auch eine geeignete Beschreibung des Konsolidierungsprozesses von Commingling-Hybridgarnen mit hohen Faservolumengehalten. Bernet et al. haben die **Gültigkeit und Aussagekraft** ihres Modells so anhand der Bulk Consolidation von UD-Gelegen aus Commingling-Hybridgarnen (CF / Polyamid 12) mit relativ hohen Faservolumengehalten von 56 % **experimentell verifiziert**. Die von ihnen dabei erhaltenen experimentellen Ergebnisse für den Porengehalt stimmen sehr gut mit den Modellvorhersagen überein. So bietet das Modell von Bernet et al. eine praktisch anwendbare und trotz der getroffenen Vereinfachungen zuverlässige Vorhersage über den Porengehalt im fertigen Bauteil.[120, 123, 125]

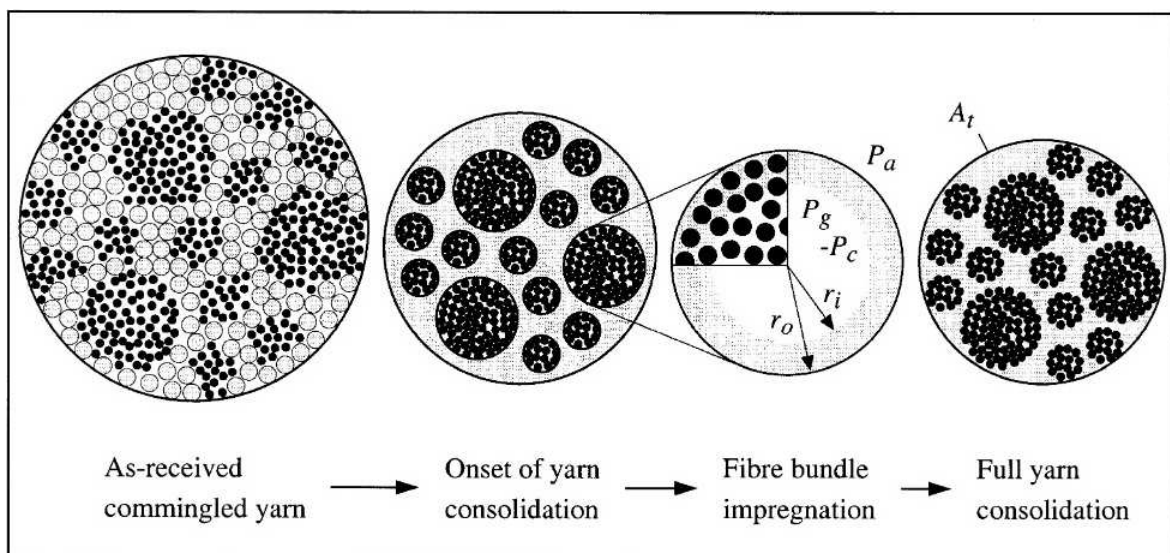


Abbildung 26: Realer Querschnitt eines Commingling-Hybridgarns und sein Konsolidierungsprozess.[120]

4 Konsolidierung im Zuge von kontinuierlich arbeitenden Verfahren

Die Verbindungstechnik nimmt eine bedeutende Rolle bei der Verarbeitung von thermoplastischen Verbundwerkstoffen ein. Das Verschweißen gehört dabei zu den wichtigsten Verbindungsverfahren. Ein Unterscheidungsmerkmal der Schweißverfahren ist nun die Art, mit der die Schweißnaht aufgebaut wird. Man unterscheidet dabei zwischen kontinuierlich und diskontinuierlich arbeitenden Verfahren. Bei den **kontinuierlichen Schweißverfahren** (z. B. Thermoplast-Legeverfahren, Thermoplastwickeln und Induktionsschweißen) wird die Naht sukzessive aufgebaut, während sie bei der Gruppe der **diskontinuierlichen Schweißverfahren** (z. B. Ultraschall-, Widerstands-, Heizelement- und Vibrations-schweißen) in einem Stück gefertigt wird und somit in jedem Schritt immer nur kleine Bereiche miteinander verschweißt werden können.[1] Besonders herausfordernd ist die Erzielung einer guten Konsolidierung nun vor allem, wenn diese im Zuge der kontinuierlich arbeitenden Verfahren erreicht werden soll. Dies ist insbesondere beim kontinuierlichen Thermoplast-Legeverfahren der Fall.[1, 16] Um dabei die Fertigung qualitativ hochwertiger Bauteile garantieren zu können, ist ein weitreichendes Prozessverständnis notwendig, welches durch das Werkzeug einer geeigneten Prozesssimulation zugänglich gemacht werden kann. Es wird dazu der aktuelle Stand der Technik in der Simulation der kontinuierlich arbeitenden Schweißverfahren anhand des kontinuierlichen Thermoplast-Legeverfahrens gezeigt.

4.1 Thermoplast-Legeverfahren

Das automatisierte Tapelegen (ATL: Automated Tape Laying) ist das richtungs- und positionsvariable, automatisierte Ablegen und Kompaktieren von UD-Tapes auf ebenen oder gekrümmten, flächigen Strukturen.[126] Beim automatisierten Ablegen von Faserbändchen (ATP: Automated Tow Placement) handelt es sich um eine Variante des automatisierten Tapelegens, die einen komplexeren Laminataufbau, aber nicht so hohe Ablegeraten erlaubt.[127] Ein Ziel beim

Thermoplast-Legeverfahren ist es, eine Online- bzw. **In-situ-Konsolidierung** zu erreichen. Unter einer In-situ-Konsolidierung versteht man, dass die vollständige Konsolidierung der thermoplastischen Halbzeuge online, d. h. im Zuge des automatisierten Legeverfahrens erfolgt, sodass eine kosten- und zeitintensive Nachkonsolidierung (z. B. im Autoklaven) entfällt.[16, 128] Dabei soll eine Verbundfestigkeit erreicht werden, die mit jener vergleichbar ist, welche man mit dem Autoklavverfahren erhält. Für eine In-situ-Konsolidierung muss der Legekopf somit sowohl das Aufheizen der Matrix an der Fügezone als auch die vollständige Konsolidierung des Laminats übernehmen.[129] Die größte Herausforderung dabei ist die prozessbedingt sehr kurze Verweilzeit unter Konsolidierungsdruck, in der die vollständige Konsolidierung und damit die geforderte hohe Verbundfestigkeit erreicht werden muss.[3] Im Folgenden wird nun ein Überblick über den Prozessablauf beim Thermoplast-Tapelegen und den aktuellen Stand der Technik in der Simulation dieses Prozesses gegeben.

4.1.1 Prozessablauf

Abbildung 27 zeigt eine Skizze der wichtigsten Prinzipien des Thermoplast-Tapelegeprozesses. Dabei wird ein thermoplastisches UD-Tape, welches von einer Tape-Rolle über ein Transport- und Führungssystem kommt, erhitzt und neben dem zuvor abgelegten Tape ohne Lücken und Überlappungen auf dem Laminat / Werkzeug positioniert.[3, 16, 130] Die **Heizquelle** (z. B. H_2/O_2 -Flamme, Heißgas (Luft oder Stickstoff) [1, 3-5], Infrarot [1, 6] oder Laser [1, 3, 7-9]) muss sicherstellen, dass die thermoplastische Matrix des Tapes und der darunterliegenden, bereits abgelegten Lagen auf eine Temperatur oberhalb der Glasübergangstemperatur (bei amorphen TP) bzw. Schmelztemperatur (bei teilkristallinen TP) gebracht wird.[3, 130] Beim Thermoplast-Tapelegen und auch beim Thermoplastwickeln nutzt man hierfür vor allem Infrarotstrahler oder Wasserstoff-Sauerstoffflammen.[1]

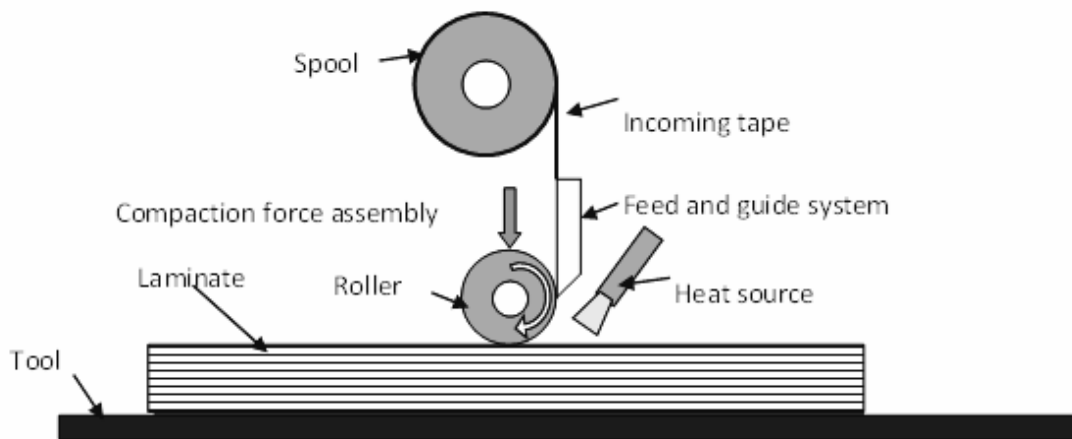


Abbildung 27: Prinzipien des Thermoplast-Tapelegeprozesses.[16]

Die Verbindung zwischen Laminat und Tape wird beim Tapelegen mithilfe einer Kompaktierungsrolle aufgebaut. Die Rolle drückt dabei mit einer bestimmten Kompaktierungskraft auf die Fügepartner, wodurch das Tape mit dem Laminat unter Einwirkung von Druck und Temperatur verschweißt wird. Unter der Rolle beginnt dabei die Abkühlung des Laminats. Das Thermoplast-Tapelegen ist somit in die drei für die Herstellung von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen typischen physikalischen Prozessschritte Aufheizen, Konsolidierung und Verfestigung entsprechend Abb. 28 gegliedert.[3]

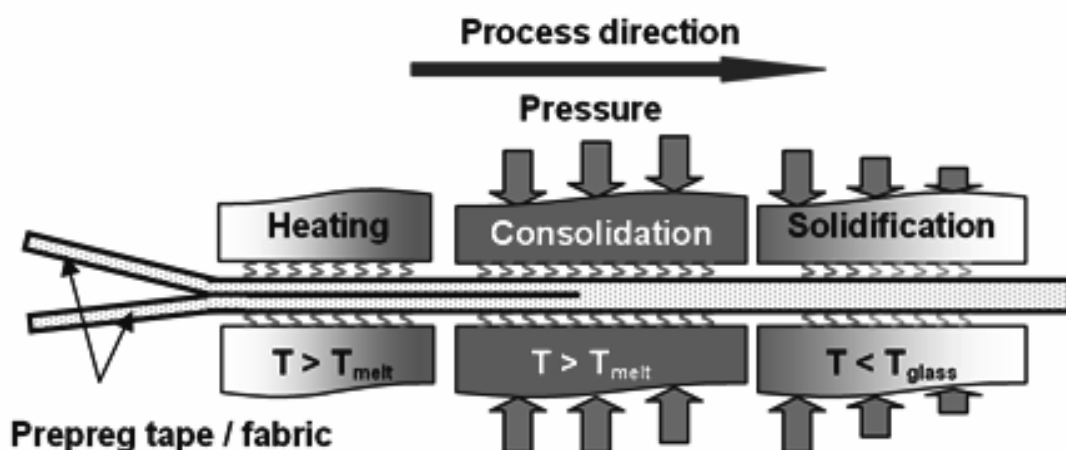


Abbildung 28: Physikalische Prozessschritte beim Thermoplast-Tapelegen.[16]

4.1.2 Prozesssimulation

Für die Simulation des Thermoplast-Tapelegens muss jeder Teil des Prozesses mit einem geeigneten mathematischen Modell beschrieben werden. Im Folgenden werden die dafür in jüngster Zeit entwickelten Modelle behandelt. Zur Simulation der Prozessschritte Aufheizen und Verfestigung muss ein Wärmeübertragungsmodell herangezogen werden. Diese beiden Schritte kann man so über die simple Anwendung des ersten Hauptsatzes der Thermodynamik beschreiben.[1, 131] Deshalb wird das Augenmerk an dieser Stelle auf den Stand der Technik in der Simulation des eigentlichen Konsolidierungsprozesses gelegt.

Eine gekoppelte Analyse der Laminatverdichtung und molekularen Durchdringung beim Thermoplast-Tapelegen und auch beim Thermoplastwickeln zeigte nun, dass dabei beide Mechanismen zur Vorhersage der Verbundfestigkeit berücksichtigt werden müssen.[1] Experimentelle Untersuchungen von Butler et al. verdeutlichten zudem, dass auch beim Tow Placement, sehr ähnlich wie beim Tapelegen, beide Mechanismen gleichermaßen zur Ausbildung der Festigkeit an der Fügestelle beitragen.[34, 38] Betrachtet man nun die **Laminatverdichtung** im Zuge des Thermoplast-Tapelegens, gilt es dabei besondere Aspekte zu beachten. Thermoplastische Tapes weisen Unregelmäßigkeiten an ihren Oberflächen in Form von Rauheiten auf, die während dem Imprägnierungsprozess entstanden sind. Solche Unebenheiten auf den zu fügenden Tapeoberflächen behindern, wie in Abschn. 2.2 beschrieben, eine gleichmäßige Ausbildung des für die vollständige Verschweißung notwendigen innigen Kontakts. Damit sich eine gute Bindung zwischen den Tapes aufbauen kann, wird diese Rauheit, wie in Abb. 29 dargestellt, durch die steife Gegenoberfläche (Kompaktierungsrolle) idealerweise vollständig eingeebnet.

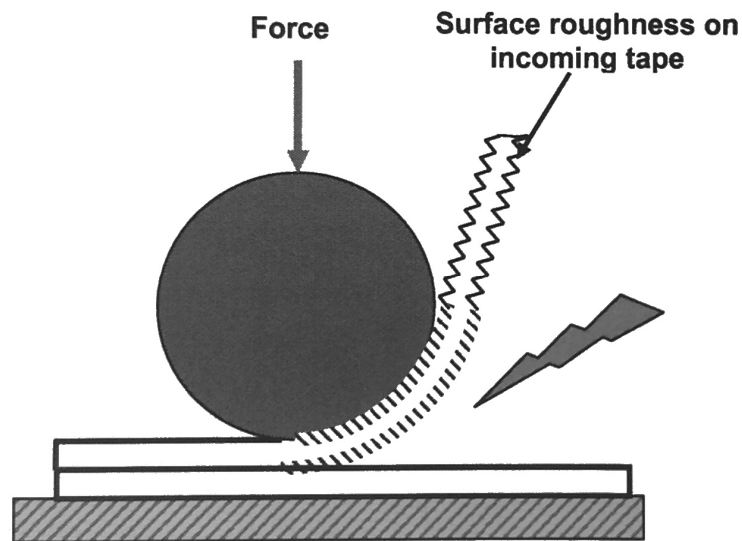


Abbildung 29: Einebnen der Oberflächenrauheit und Ausbildung des innigen Kontakts durch die Kompaktierungsrolle beim Thermoplast-Tapelegen.[3]

Das Einebnen der Oberflächenrauheiten beim Thermoplast-Tapelegeprozess kann als stufenweise Funktion betrachtet werden. Dies bedeutet, dass der Grenzflächenkontakt zwischen den Tapes mit jedem sukzessiven Überfahren der Fügezone mit der Kompaktierungsrolle verbessert wird. Dementsprechend erhöht das fortlaufende Ablegen (Dickenaufbau des Laminats) auch den Konsolidierungsgrad in den bereits abgelegten Lagen. Dieser Effekt wirkt jedoch nur in wenigen aufeinanderfolgenden Lagen unter der Oberfläche (3-6 Lagen), in denen die Temperaturen noch über der Glasübergangstemperatur (bei amorphen TP) bzw. Schmelztemperatur (bei teilkristallinen TP) der Matrix liegen. Beim Thermoplast-Tapelegen sind die Ausbildung der Bindung an den Kontaktflächen der Tapes und auch deren geometrische Deformationen somit immer das Resultat eines sich wiederholenden Konsolidierungsprozesses während des fortlaufenden Ablegens.[3, 12] Die Auswirkung mehrerer Überfahrvorgänge auf den Konsolidierungsgrad kann dabei durch eine iterative Anwendung der Konsolidierungsmodelle vorhergesagt werden.[22, 29]

Es ergeben sich nun zwei unterschiedliche Herangehensweisen für die genaue Beschreibung der Konsolidierung beim Thermoplast-Tapelegeprozess. **Carpenter und Colton** [110] entwickelten ein halbempirisches Konsolidierungsmodell für das Thermoplastwickeln, welches auch für das Tapelegen herangezogen werden kann.[130] Laut ihrem Modell kommt es im Zuge der Laminatverdichtung zu einem newtonschen Matrixfluss in Faserrichtung. Daher wird die Druckverteilung unter der Kompaktierungsrolle auf Basis des Darcy-Gesetzes erklärt, wobei sie annahmen, dass es keinen makroskopischen, transversalen Matrixfluss gibt.[105, 110, 130] Das andere Modell, welches auf experimentellen Untersuchungen basiert und von **Ranganathan et al.** [98] entwickelt wurde, widerspricht dieser Annahme. Die Experimente zeigen nämlich ein markantes, transversales Scherfließen, jedoch keinen Fluss in Faserrichtung.[97, 98] Experimentelle Untersuchungen von Butler et. al [38] und Khan [3] bestätigten wie erwähnt diesen transversalen Fließmechanismus.

Die meisten für die Beschreibung der Konsolidierung entwickelten Modelle nehmen an, dass der Konsolidierungsdruck im thermoplastischen Material konstant ist. Dieser Druck kann sich jedoch umverteilen, sobald die thermoplastischen Lagen an der Fügestelle erweichen. Der Konsolidierungsdruck im Material variiert demnach, da er zur Ausbildung des innigen Kontakts, zum Erzeugen des transversalen Matrixflusses und zur teilelastischen Deformation des Fasernetzwerks beiträgt.[35, 105, 106, 108] Das Modell von Ranganathan et al., das auch von einem newtonschem Fließverhalten der Matrix ausgeht, beinhaltet eine Vorhersage der genauen Druckverteilung unter der Kompaktierungsrolle. Es besteht aus einer Integro-Differentialgleichung und liefert den Druck unter der Kompaktierungsrolle als Funktion der Dickenänderung des Kontinuums (Laminats).[3, 98] Dieses Modell wurde von mehreren Wissenschaftlern für die Simulation des Konsolidierungsprozesses bei den Thermoplast-Legeverfahren übernommen, wobei deren Parameterstudien seine praktische Anwendbarkeit

gezeigt haben.[3, 38, 46] Butler et. al. verifizierten die **Gültigkeit** des Modells experimentell am isothermen Widerstandsschweißen von aromatischem Polyimid und am in hohem Maße nichtisothermen Tow Placement von APC-2-Laminaten.[38] Khan untersuchte das Tapelegen solcher APC-2-Laminaten.[3] Die von ihnen dabei erhaltenen experimentellen Ergebnisse stimmen sehr genau mit den Vorhersagen des Modells von Ranganathan et al. überein.[3, 38]

Eine weitere Möglichkeit für eine praktisch anwendbare, schnelle Abschätzung des Konsolidierungsdrucks unter der Kompaktierungsrolle beim Thermoplast-Tapelegen ist die Anwendung des von **Muzzy et al.** entwickelten Modells für die Bulk Consolidation entsprechend Abschn. 3.2. Wie erwähnt muss hierbei aber der Konsolidierungs-Kompressionsmodul des Tapes experimentell bestimmt werden.[2] Im Allgemeinen muss beim Thermoplast-Tapelegen aber ohnehin die exakte Druckverteilung unter der Kompaktierungsrolle bestimmt werden, um die Dynamik der Poren und die geometrischen Deformationen des Laminats ermitteln zu können. Das Thermoplast-Tapelegen ist außerdem naturgemäß ein in hohem Maße nichtisothermer Prozess.[3] Tabelle 3 fasst nun die in der Literatur gefundenen Modelle für die Laminatverdichtung beim Thermoplast-Tapelegen zusammen. Entsprechend der Tabelle erfüllt grundsätzlich nur das erwähnte Modell von **Ranganathan et al.** [98], welches auf dem transversalen Scherfließen basiert, all jene Anforderungen und bietet somit die geforderte **hohe Aussagekraft** für diesen Verarbeitungsprozess.[3] Die letztendliche Abschätzung des Konsolidierungsgrades unter den nichtisothermen Bedingungen beim Thermoplast-Tapelegeprozess wird schließlich z. B. mit dem für die Simulation geeigneten, schrittweisen Berechnungsmodell von **Ageorges et al.** laut Abschn. 2.5 vorgenommen.[83]

Tabelle 3: Modelle für die Laminatverdichtung beim Thermoplast-Tapelegen.[1, 3]

Entwickler	Grundlage des Modells	nichtisotherme Bedingungen	Druckverteilung	Dynamik der Poren
Carpenter, Colton (1994) [110]	Darcy-Gesetz (1D)	nein	ja	nein
Ranganathan et al. (1995) [98]	transversales Fließen	ja	ja	ja
Muzzy et al. (1988) [108]	transversales Fließen	nein	ja	nein
Sonmez, Hahn (1997) [132]	Viskoelastizität	ja	ja	nein
Mantell, Springer (1992) [29]	inniger Kontakt (2D)	ja	nein	nein
Loos, Li (1994) [77]	inniger Kontakt (2D)	ja	nein	Nein

Das thermoplastische Material, welches die Kompaktierungsrolle verlässt, befindet sich für gewöhnlich immer noch oberhalb seiner Schmelztemperatur (bei teilkristallinen TP) bzw. Glasübergangstemperatur (bei amorphen TP). Daraus ergibt sich, dass die molekulare Durchdringung und somit der Heilungsprozess des Thermoplasten beim Tapelegen auch noch nach dem Überfahren mit der Kompaktierungsrolle stattfindet, und zwar so lange, wie die Temperatur an der Kontaktfläche noch über der Schmelz- bzw. Glasübergangstemperatur der Matrix liegt. In diesem Zeitraum nach dem Überfahrvorgang findet damit auch eine Ausdehnung der im thermoplastischen Material eingeschlossenen und durch den Konsolidierungsdruck zuvor komprimierten Poren statt. Abbildung 30 zeigt, wie sich der Intraply-Porengehalt einer Lage (01) so im Zuge des fortlaufenden Ablegens beim Thermoplast-Tapelegeprozess verändert.

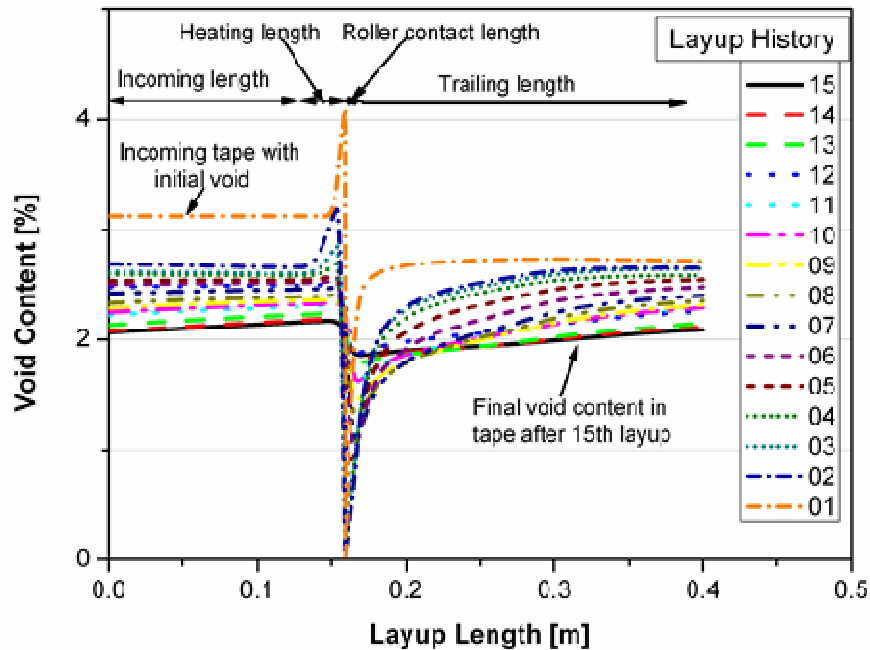


Abbildung 30: Veränderung des Porengehalts (der Lage 01) durch die schrittweise Konsolidierung im Zuge des fortlaufenden Ablegens beim Tapelegeprozess.[3]

Im Prozessverlauf werden die im Tape eingeschlossenen Poren durch das Aufheizen dekonsolidiert, wobei sie sich, wie in Abschn. 2.3 beschrieben, ausdehnen und anschließend unter der Kompaktierungsrolle entsprechend Abb. 30 komprimiert werden. Dabei steigt der Innendruck der Poren stark an. Da die thermoplastische Matrix unmittelbar nach dem Überfahrvorgang eine temperaturbedingt immer noch sehr geringe Viskosität aufweist, ist eine dann auftretende, plötzliche Expansion der Poren unvermeidlich. Der weitere Dickenaufbau des Laminats führt die Konsolidierung der Lage 01 entsprechend Abb. 30 fort, bis der Porengehalt am Ende des Konsolidierungsprozesses dieser Lage seinen finalen Wert erreicht hat. Man erkennt dabei, dass der letztendliche Porengehalt im Laminat stark vom anfänglichen Porengehalt des Tapes abhängt. Ein Tape mit größeren Poren zu Beginn, ergibt so bei gleichen Verarbeitungsbedingungen auch ein Laminat mit einem höheren durchschnittlichen Porengehalt.[3, 46]

Simulationen zeigen nun, dass mit höheren Ablegeraten eine bessere Konsolidierung der Poren und damit ein geringerer Porengehalt im fertigen Bauteil erreicht werden kann. Eine höhere **Ablegerate** reduziert dabei nämlich die ins

Material erfolgende Wärmediffusion und somit seine Temperatur. Durch die daraus resultierende, höhere Viskosität der thermoplastischen Matrix wird die Dekonsolidierung der Poren eingeschränkt.[3] Es ist jedoch zu berücksichtigen, dass eine zu hohe Ablegerate und damit zu geringe Verweilzeit unter der Kompaktierungsrolle für die Ausbildung des innigen Kontakts problematische interlaminaire Lufteinschlüsse zur Folge haben kann. Der Konsolidierungsgrad des fertigen Bauteils ist in hohem Maße vom Vorhandensein und der Größe dieser eingeschlossenen Poren abhängig.[1, 3] Ein höherer Porengehalt und ein geringerer Konsolidierungsgrad vermindern so die mechanischen Eigenschaften des Bauteils.[22] Die Laminatqualität beim Thermoplast-Tapelegen kann basierend auf dem Konsolidierungsgrad D_b in die drei folgenden Klassen eingeteilt werden.[3]

- Lamine mit hoher Qualität mit $D_b > 90 \%$
- Lamine mit mittlerer Qualität mit $70 \% < D_b < 90 \%$
- Lamine mit geringer Qualität $D_b < 60 \%$

Anzumerken ist in diesem Zusammenhang noch, dass bei Laminaten mit zu wenigen Lagen (< 6) i. d. R. kein Konsolidierungsgrad über 60 % erreicht werden kann. Bei solchen Laminaten ist nämlich die Wärmeabführung durch das Werkzeug dominierend, wodurch der Konsolidierungsprozess stark behindert wird.

Beim Dickenaufbau des Laminats gilt nun, dass mit einem höheren **Energieeintrag** eine stärkere Kompaktierung und eine höhere Verbundfestigkeit erreicht werden können. Letzteres gilt jedoch nur bis zu einem Maximum, ab dem die Verbundfestigkeit mit zunehmendem Energieeintrag wieder abfällt.[3] Die experimentell beobachteten Auswirkungen von Verarbeitungstemperatur und Ablegerate auf die Verbundfestigkeit deuten dabei auf die Existenz der zwei erwähnten, entgegenwirkenden Effekte hin, der molekularen Durchdringung an der Kontaktfläche der Fügepartner und der thermischen Alterung des Thermoplasten.[64] Wie bereits angeführt wurde, kann ein hoher Energieeintrag bei der Verarbeitung von thermoplastischen Werkstoffen nämlich auch zu einer Aktivierung der Polymernetzung und Degradation des abgelegten Materials führen. Sonmez und Hahn [32] nutzten, wie in Abschn. 2.6 beschrieben, ein

Modell für den thermischen Abbau [90], um den Thermoplast-Tapelegeprozess zu optimieren und Fink et al. [133] nahmen experimentelle Untersuchungen mit APC-2-Laminaten zu den auftretenden Abbaueffekten vor. Beide Studien ergaben dabei aber, dass mit dem Thermoplast-Tapelegeprozess qualitativ hochwertige Lamine ohne nennenswerte Gewichtsabnahme herstellbar sind.[32, 133] Es kann jedoch vor allem das Aufheizen mittels erhitzter Luft durch die Gegenwart der stark oxidativen Atmosphäre dennoch eine Degradation des thermoplastischen Materials verursachen. Um dies zu verhindern, kann der inerte Stickstoff als Heißgas eingesetzt werden.[134] Anzumerken ist noch, dass sich ein hoher Energieeintrag beim Aufheizen der Tapes mittels Heißgasdüse und H_2/O_2 -Flamme auch diesbezüglich negativ auswirkt, dass sich vermehrt Gaseinschlüsse im Laminat bilden. Dabei haben sich nachfolgende Konsolidierungsschritte, z. B. zusätzliche Überfahrvorgänge mit geringem Gasvolumenstrom, als positiv erwiesen, um die eingeschlossenen Poren zu eliminieren und so die Laminatqualität zu verbessern.[3] Eine Alternative dazu sind die nicht stoffgebundenen Aufheizmethoden mittels Infrarot und Laser unter einer sehr reinen Atmosphäre. Diese sind allerdings wie erwähnt nur bei thermoplastischen Verbundwerkstoffen einsetzbar, die für das jeweilige Strahlungsspektrum nicht durchlässig sind, was vor allem bei kohlenstofffaserverstärkten Thermoplasten der Fall ist.[12] So werden Infrarotstrahler heutzutage sehr häufig zum Aufheizen von CF-Tapes eingesetzt. Ein Nachteil dieser Methode ist jedoch ihre relativ geringe Wärmestromdichte.[135] Die Lasertechnologie ermöglicht dagegen ein effektiveres und lokal fokussiertes Aufheizen der Fügezonen mit einer hohen Wärmestromdichte. Außerdem bietet sie zusätzlich den Vorteil der Echtzeitkontrolle während der Verarbeitung. Mehrere Forschungsgruppen haben die Machbarkeit einer In-situ-Konsolidierung mit dieser Lasertechnologie gezeigt. Der Hauptnachteil von Lasern sind jedoch ihre hohen Anschaffungs- und Betriebskosten.[134, 135] Zusammenfassend führt nun neben einer geeigneten Ablegerate vor allem ein optimierter Energieeintrag zu einer kontinuierlichen, über den gesamten Legeprozess fortschreitenden Verbesserung der Verbundfestigkeit. Eine Multi-Parameter-Studie von Khan hat zudem gezeigt, dass diese Verbundfestigkeit beim Thermoplast-Tapelegen auch durch eine

verlängerte Konsolidierungsphase verbessert wird. Diese erreicht man durch eine Erhöhung der Anzahl an Überfahrvorgängen, eine Verlängerung der Konsolidierungsstrecke und/oder den Einsatz mehrerer Kompaktierungsrollen. Außerdem ergibt sich dadurch auch eine Verringerung des Porengehaltes im thermoplastischen Laminat.[3, 22]

Der dritte wesentliche verfahrenstechnische Einflussfaktor auf die Laminatqualität beim Thermoplast-Tapelegeprozess ist neben der Ablegerate und dem Energieeintrag die **Werkzeugwandtemperatur**. Ein hochtemperiertes Werkzeug begünstigt dabei die molekulare Durchdringung innerhalb des Laminats, führt jedoch wie erwähnt zu einer Dekonsolidierung und somit Expansion der eingeschlossenen Poren nach jedem Überfahrvorgang. So ergibt sich ein Porengehalt, der deutlich höher ist, als der von im Autoklaven verarbeiteten Laminaten. Es kann laut der Parameterstudie von Khan zwar durch ein kaltes Werkzeug ein sehr geringer Porengehalt von unter 1 % erreicht werden, jedoch muss dann die Fixierung der ersten Lage am Werkzeug anders als über eine entsprechende Temperierung gelöst werden.[3] Möglichkeiten hierfür sind der Einsatz von Klebebändern, die Beaufschlagung des Lagenaufbaus mit negativem Druck durch eine perforierte Form hindurch sowie eine mechanische oder elektrostatische Erstlagenfixierung.[1, 136] Ein weiteres mit einem kalten Werkzeug verbundenes Problem ist jedoch auch, dass der Grad des innigen Kontakts und vor allem der Grad der Autohäsion durch die höhere Wärmeabführung über das Werkzeug nur mehr schwer 100 % - Werte erreichen können. Durch Lösen des Erstlagenproblems, eine fokussierte Heizquelle (z. B. Laser) und eine Verlängerung der Konsolidierungsstrecke können aber mit einem kalten Werkzeug im Zuge der In-situ-Konsolidierung Lamine mit einem sehr geringen Porengehalt von unter 1 % und einem hohen Konsolidierungsgrad gefertigt werden.[3]

Ein wichtiger Aspekt bei der Simulation des Thermoplast-Tapelegeprozesses ist außerdem die Vorhersage von dabei auftretenden Folgewirkungen. Die verschiedenen thermodynamischen und kinetischen, verfahrenstechnischen Parameter des Prozesses, z. B. Ablegerate, Konsolidierungsdruck, Verarbeitungstemperatur und Abkühlrate, führen zu unterschiedlichen Auswirkungen auf die

Strukturen und Eigenschaften des Laminats nach der Verarbeitung. Diese Verarbeitungsbedingungen beeinflussen einerseits den Kristallisationsgrad (bei teilkristallinen TP) und können andererseits Defekte wie Poren, Mikrorisse, Faserknicken, Verzug und/oder Eigenspannungen im fertigen Bauteil verursachen.[3, 137] Aufgrund der bei einer In-situ-Konsolidierung im Zuge des Thermoplast-Tapelegens auftretenden hohen Temperaturgradienten durch das schnelle Aufheizen und Abkühlen des Materials und aufgrund der Unterschiede in den thermischen Eigenschaften von Fasern und Matrix, kommt es dabei immer zum Auftreten von **Eigenspannungen**. Diese gilt es vor allem beim Einsatz eines erwähnten kalten Werkzeugs zu beachten. Solche Eigenspannungen können Delaminationen, Matrixbruch und Deformationen im fertigen Bauteil bewirken.[13] **Sonmez und Hahn** entwickelten ein FEM-Modell zur Vorhersage der beim Thermoplast-Tapelegen von UD-Tapes entstehenden Eigenspannungen im fertigen Bauteil.[13, 132] **Sonmez et al.** verallgemeinerten dieses Modell für den Fall der Konsolidierung von multiaxialen Laminaten. Wegen eines Mangels an verfügbaren experimentellen Daten über prozessbedingte Eigenspannungen beim Thermoplast-Tapelegen, haben Sonmez et al. die **Gültigkeit** ihres Modells anhand vorliegender experimenteller Ergebnisse zum Heißpressen von UD- bzw. biaxialen Laminaten aus APC-2 **verifiziert**. Die Ergebnisse zu den prozessbedingten Eigenspannungen im fertigen Bauteil zeigen dabei eine hohe Übereinstimmung mit den Vorhersagen ihres Modells. So geht man davon aus, dass ihr Modell auch zuverlässige Vorhersagen über die beim Thermoplast-Tapelegeprozess entstehenden Eigenspannungen liefert. Die **Aussagekraft** des Modells dafür wurde jedoch nicht direkt verifiziert.[138] **Lemarchand et al.** haben ein weiteres, vielversprechendes Modell für die infolge der In-situ-Konsolidierung auftretenden Eigenspannungen entwickelt. Dieses basiert auf der Anwendung neuer numerischer Methoden (C-NEM (Constrained Natural Element Method) und POD (Proper Orthogonal Decomposition)). Die **Gültigkeit und Aussagekraft** des Modells wurde allerdings **noch nicht experimentell verifiziert**.[139]

4.1.3 Verifikation des newtonschen Verhaltens

Die einzige Abhängigkeit der Schmelzeviskosität, die aktuell in den Simulationen des Konsolidierungsprozesses berücksichtigt wird, ist ihre Temperaturabhängigkeit. Mantell und Springer haben einen Arrhenius-artigen Zusammenhang zwischen diesen beiden Parametern gefunden.[29] Die Abhängigkeit der Viskosität vom Konsolidierungsdruck kann zwar für die meisten thermoplastischen Schmelzen mit der Barus-Gleichung beschrieben werden, jedoch sind aktuell noch keine Untersuchungen über seinen Einfluss auf die Viskosität von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplastschmelzen bekannt.[16, 140] Von Tierney und Gillespie wurde lediglich dargelegt, dass sehr hohe Drücke eine ziemlich starke Auswirkung auf die Viskosität von unverstärkten thermoplastischen Schmelzen haben.[33] Es existieren jedoch Zweifel, ob dieser Einfluss wirklich auch bei kontinuierlich faserverstärkten Schmelzen relevant ist, da unklar ist, welcher Anteil des Drucks dabei wirklich auf die Matrix wirkt. Das Problem bei einer dahingehenden Quantifizierung ist, dass die Fasern darin manchmal direkt auf anderen Fasern liegen und so „Fiber Bridges“ bilden. Durch diese wird der Druck direkt vom Untergrund aufgenommen, was das Bestimmen einer genauen Druckverteilung in der Matrix schwierig macht.[16] Einen entscheidenden Einfluss auf die Viskosität von faserverstärkten Thermoplastschmelzen, der bei den Konsolidierungsmodellen bisher ebenfalls vernachlässigt wird, könnte jedoch die Scherrate haben. Da die gängige mathematische Beschreibung des Thermoplast-Tapelegeprozesses auf einem newtonschen Scherfließen basiert und schmelzflüssige Thermoplaste bei höheren Scherraten aber normalerweise ein **strukturviskoses Fließverhalten** zeigen, wird im Folgenden eine Verifikation der Gültigkeit jener Annahme von newtonschem Fließverhalten dargelegt. Ein solches newtonsches Fließverhalten bedeutet, dass die Schmelzeviskosität unabhängig von der Scherrate ist. Beim strukturviskosen Fließverhalten sinkt die Schmelzeviskosität hingegen ab einem bestimmten Grenzwert mit steigender Scherrate. Diese Strukturviskosität kann durch eine zunehmende Kettenbeweglichkeit erklärt werden, jedoch kommt die Beweglichkeit in diesem Fall vom Lösen von Verhakungen und Verschlaufungen. Teilchengefüllte thermoplastische Schmelzen zeigen häufig ein besonders starkes

strukturviskoses Verhalten. **Menges** berichtet, dass dieses von der dabei erhöhten effektiven Scherrate der Schmelze zwischen den Füllstoffpartikeln kommt.[45] Exemplarisch ist nun in Abb. 31 die Viskositätskurve für unverstärktes PEEK bei verschiedenen Schmelzetemperaturen dargestellt, woraus zu erkennen ist, dass die Strukturviskosität dabei frühestens ab Scherraten von 10 s^{-1} relevant wird.[3] Shuler und Advani fanden in ihren Untersuchungen zur Abhängigkeit der Schmelzeviskosität von der Scherrate für ein APC-2 (CF/PEEK) - Laminat dagegen den Übergang vom newtonschen zum strukturviskosen Fließverhalten bei bereits $2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. [111] Dieser Wert ist um drei Größenordnungen geringer als der für unverstärktes PEEK, was die oben genannte Annahme von Menges unterstützt.[3, 45]

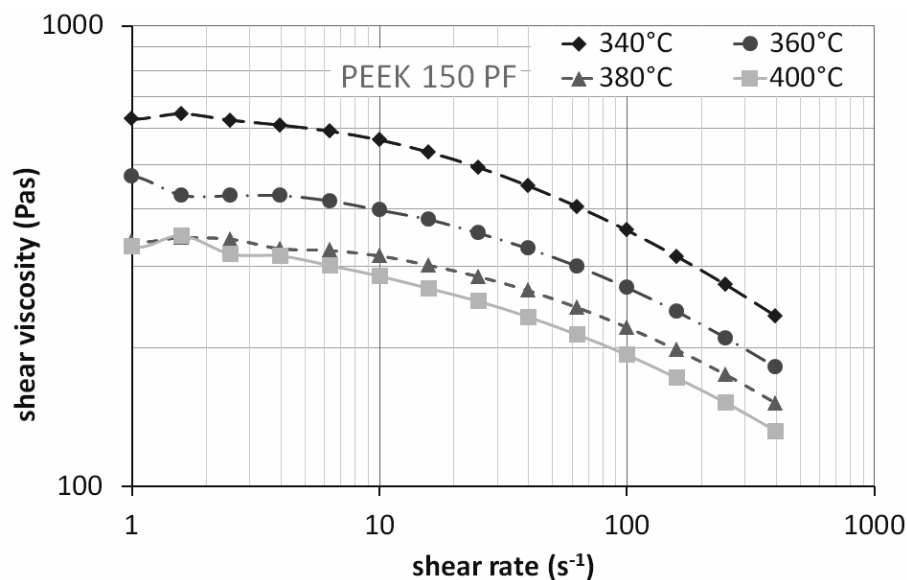


Abbildung 31: Viskositätskurve für Victrex® PEEK 150PF bei verschiedenen Schmelzetemperaturen.[3]

Alle Modelle für die Ausbildung des innigen Kontakts (u. a. von Mantell und Springer sowie Yang und Pitchumani) und die Beschreibung der Druckverteilung unter der Kompaktierungsrolle (von Ranganathan et al.) basieren auf der Annahme eines newtonschen Scherfließens. Da schmelzflüssige Thermoplaste bei höheren Scherraten aber wie erwähnt ein strukturviskoses Fließverhalten aufweisen, kann jene Annahme für den Thermoplast-Tapelegeprozess nur gültig

sein, wenn die dabei auftretenden Scherraten geringer als die Übergangsscherrate des verarbeiteten Materials sind. Um dies zu verifizieren, haben Schledjewski et al. die unter der Kompaktierungsrolle eines Tapelegekopfes auftretenden Scherraten berechnet. Dabei hat man die Geometrie- und Fließverhältnisse, wie in Abb. 32 dargestellt, angenähert. Es wurde eine InkompRESSIBILITÄT der Schmelze angenommen und das Fließen in z-Richtung vernachlässigt. Aufgrund der Volumenkonstanz muss das von der Kompaktierungsrolle verdrängte Matrixmaterial somit seitwärts fließen. Dies wird durch den Volumenstrom \dot{V}_x dargestellt.[16, 131]

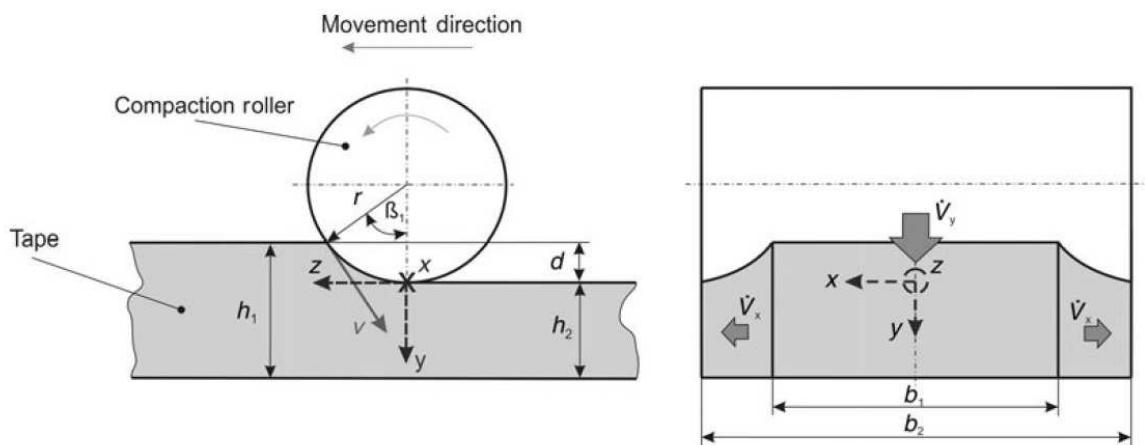


Abbildung 32: Modellvorstellung der Geometrie- und Fließverhältnisse beim Tapelegeprozess.[16]

Die Berechnungen zeigen, dass die Scherraten beim Thermoplast-Tapelegeprozess sehr hoch werden können, wodurch die Matrixviskosität dabei deutlich abfällt.[3, 131] Dieses Ergebnis wird auch durch die experimentellen Untersuchungen von Shuler und Advani unterstützt.[111] Die erhaltenen Werte für die unter der Kompaktierungsrolle auftretenden Wandscherraten deuten darauf hin, dass es zumindest beim Thermoplast-Tapelegeprozess in jedem Fall wichtig ist, die Strukturviskosität zu berücksichtigen. Dementsprechend kann die Annahme eines newtonschen Fließverhaltens dabei als eine zu starke Vereinfachung gesehen werden. So führt eine solche Annahme zu einer Unterschätzung der Fließgeschwindigkeiten und einer Überschätzung des Konsolidierungsdrucks in der thermoplastischen Matrix unter der Kompaktierungs-

rolle. Ein weiteres Problem ist, dass die Scherrate und somit die Viskosität unter der Kompaktierungsrolle keine punktuellen Werte sind, sondern eine breite Verteilung aufweisen. Der nächste Schritt zu einer zuverlässigeren Prozesssimulation des Thermoplast-Tapelegens liegt somit in der Entwicklung neuer Konsolidierungsmodelle, die das strukturviskose Materialverhalten von thermoplastischen Schmelzen berücksichtigen. Diese Modelle müssen getestet und mit experimentellen Ergebnissen sowie den herkömmlichen Modellen verglichen werden, um neue Erkenntnisse über den Einfluss des Fließverhaltens auf die Konsolidierung beim Thermoplast-Legeverfahren zu gewinnen.[16, 131]

4.2 Thermoplastschweißen

Neben dem Thermoplast-Legeverfahren und Thermoplastwickeln sind auch Schweißverfahren für thermoplastische Werkstoffe entwickelt worden, die somit eine einfache Montage von Bauteilen erlauben. Zudem sind Kombinationen aus Schweiß- und Umformtechnik bekannt, mit denen die Fertigung integraler thermoplastischer Faserverbundbauteile möglich ist.[1, 141] Unter dem Thermoplastschweißen versteht man nun das Verbinden von thermoplastischen Bauteilen unter Anwendung von Temperatur und Druck. Unterschieden wird dabei zwischen kontinuierlichem und diskontinuierlichem Thermoplastschweißen. Tabelle 4 listet dazu einige Beispiele für heute typische Verfahren zum Thermoplastschweißen auf. Diese können demnach auch in die Gruppen Schmelz- und Pressschweißen eingeteilt werden.[142] Das Schmelzschweißen ist das Verbinden ohne Aufbringung einer größeren Kompaktierungskraft, wobei die Fügeoberflächen aufgeschmolzen werden müssen. Beim Pressschweißen wird hingegen eine hohe Kompaktierungskraft angewendet, um an der Fügestelle eine mehr oder weniger starke plastische Verformung zu bewirken. Gewöhnlich, jedoch nicht notwendigerweise, werden die Fügeoberflächen auch dabei erwärmt, um das Verschweißen zu ermöglichen bzw. zu erleichtern.[17, 143] Die drei vielversprechendsten Schweißverfahren für thermoplastische Werkstoffe sind nun das Induktions-, Ultraschall- und Widerstandsschweißen, welche später noch nähergebracht werden.[11, 144]

Tabelle 4: Typische Verfahren zum Thermoplastschweißen.[142]

Verfahren zum Thermoplastschweißen
Induktionsschweißen (Schmelzschweißen, kont.)
Ultraschallschweißen (Pressschweißen, diskont.)
Widerstandsschweißen (Pressschweißen, diskont.)
Heizelementschweißen (Schmelzschweißen, diskont.)
Laserstrahlschweißen (Schmelzschweißen, kont.)
Warmgasschweißen (Schmelzschweißen, kont.)
Vibrations-, Reibschweißen (Pressschweißen, diskont.)

Mittels Thermoplastschweißens werden Bauteile gefügt, die davor bereits vollständig konsolidiert sind. Demnach findet während des Verschweißungsprozesses keine Imprägnierung der Fasern mehr statt. Da man beim Thermoplastschweißen versucht, den Einfluss des Schweißvorgangs auf den Grundwerkstoff minimal zu halten, kommt es i. d. R. nur in einem sehr geringen Ausmaß zu Fließbewegungen der Matrix und Deformationen des Fasernetzwerks.[34] Dementsprechend ist das Prinzip des Konsolidierungsprozesses bei allen Verfahren zum Thermoplastschweißen gleich.[145] Das Thermoplastschweißen kennzeichnet sich so hauptsächlich durch die Laminateverdichtung und die molekulare Durchdringung an der Kontaktfläche der Fügepartner.[34] Die Simulation dieser Prozesse erfolgt mithilfe der in den Abschn. 2.2 und 2.4 behandelten Modelle für die Ausbildung des innigen Kontakts und der AutohäSION. **Wool et al.** erweiterten für das Thermoplastschweißen außerdem wie erwähnt die Anwendung des Reptationsmodells auf den Heilungsprozess von Multimaterialsystemen, nämlich von verträglichen und unverträglichen amorphen Schweißnähten, unverträglichen teilkristallinen Schweißnähten und Schweißnähten beim Thermoplast-Metall-Hybrid-schweißen.[62, 63] Das Thermoplastschweißen ist aber vor allem eine sehr weit verbreitete Fügetechnik bei substratgleichen Verbindungen.[142]

Die einzelnen Schweißverfahren unterscheiden sich nun hauptsächlich in ihrer Art der Wärmeeinbringung, für deren Simulation einfach entsprechende Wärmeübertragungsmodelle herangezogen werden. Das **Induktionsschweißen** ist dabei eines der vielversprechendsten und auch für kontinuierliche Prozesse geeigneten Verfahren zum Thermoplastschweißen.[11] Bei diesem Schmelzschweißverfahren wird entsprechend Abb. 33, über einen Induktor (Überträger), eine in die Fügezone eingebrachte, gut elektrisch leitende Schweißhilfe einem hochfrequenten, elektromagnetischen Wechselfeld ausgesetzt. Diese Schweißhilfe erwärmt sich dann durch den auftretenden Wirbelstrom und/oder Hystereseverluste.[146, 147] Ist das in der thermoplastischen Matrix eingebettete Verstärkungsmaterial selbst gut elektrisch leitend (Kohlenstofffasern), kann demnach auf die Schweißhilfe verzichtet werden.[148] Das thermoplastische Material wird nun in weiterer Folge über Wärmeleitung in den schmelzflüssigen Zustand übergeführt und die Fügepartner können verschweißt werden. Da es sich dabei um ein kontaktloses Verfahren handelt, ist das Induktionsschweißen so auch für einen kontinuierlich laufenden Verschweißungsprozess geeignet.[131, 149]

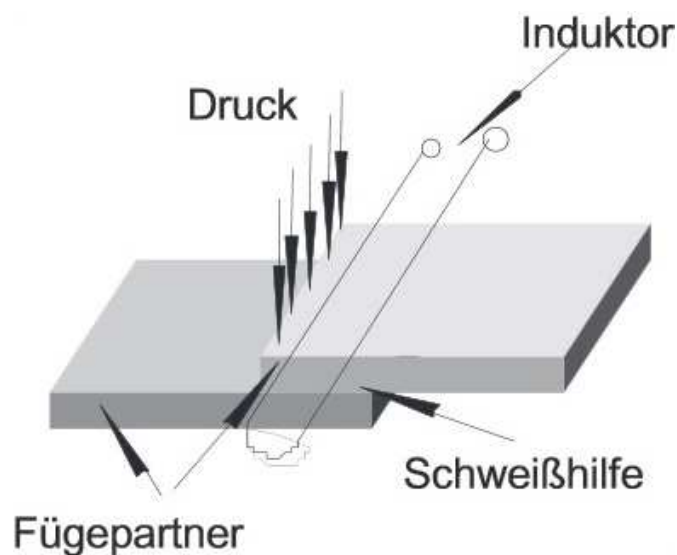


Abbildung 33: Induktionsschweißen von thermoplastischen Werkstoffen.[148]

Die meisten Untersuchungen zum Induktionsschweißen von thermoplastischen Werkstoffen beschränken sich auf Parameterstudien. Darin wurde der Einsatz verschiedener Schweißhilfen, wie z. B. Kohlenstofffaser-Gewebe, Metallgittern

oder Kohlenstofffaser-Tapes, untersucht.[147, 148] Favorisiert werden dabei nichtmetallische Schweißhilfen, vor allem Kohlenstofffaser-Gewebe, da metallische Schweißhilfen im Laminat als Fremdkörper wirken und zu Korrosion oder Kerbeffekten führen können.[148] In anderen Untersuchungen wurde das Induktionsschweißen als diskontinuierlicher Prozess weiterentwickelt und zum Verbinden von Thermoplast-Metall-Hybridstrukturen eingesetzt, wobei die prinzipielle Eignung des Verfahrens dafür nachgewiesen werden konnte.[148, 150]

Ein weiteres, bedeutendes Schweißverfahren für thermoplastische Werkstoffe ist das **Ultraschallschweißen**. Es wird wegen seiner extrem kurzen Schweißzeiten (meist $< 1\text{s}$) in der Serienfertigung am weitesten verbreitet eingesetzt.[151] Bei diesem Pressschweißverfahren werden entsprechend Abb. 34 von einem Generator erzeugte, hochfrequente Ultraschallschwingungen mit geringer Amplitude über eine Sonotrode in die Fügezone eingebracht. Diese mechanischen Schwingungen erzeugen im thermoplastischen Material durch mechanische Reibung Dissipationswärme, die es bis zum schmelzflüssigen Zustand aufheizt. Die Fügepartner werden anschließend mithilfe des Konsolidierungsdrucks verschweißt.[152] Für ein definiertes Aufheizen der Fügezone sind zudem spezielle thermoplastische Nahtgeometrien an den zu fügenden Oberflächen erforderlich. Industriell werden zu diesem Zweck entsprechend Abb. 34 häufig sogenannte Energierichtungsgeber eingesetzt.[151]

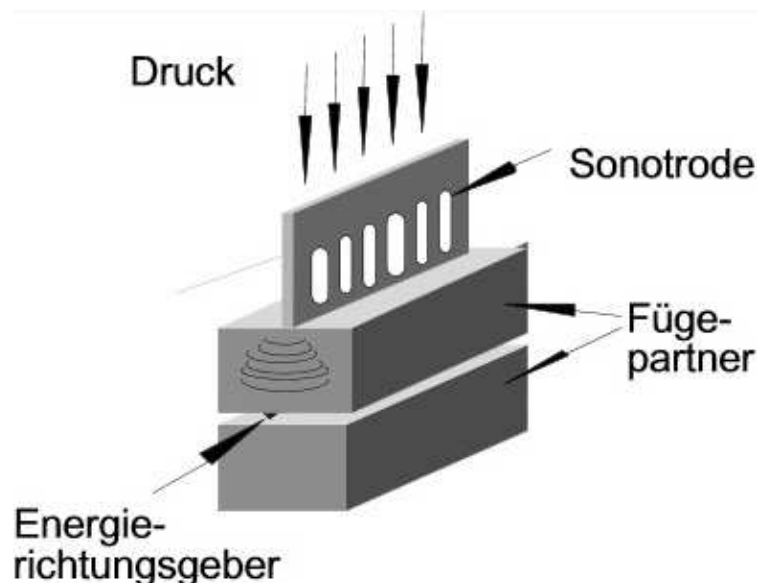


Abbildung 34: Ultraschallschweißen von thermoplastischen Werkstoffen.[148]

Für die Simulation der Laminatverdichtung und Ausbildung des innigen Kontakts im Zuge des Thermoplastschweißens können wie erwähnt die in Abschn. 2.2 behandelten Kontaktmodelle herangezogen werden. **Grewell und Benatar** entwickelten bei ihren Untersuchungen zum Ultraschallschweißen jedoch ein Modell für die Ausbildung des innigen Kontakts an den Fügeoberflächen, das sich ein wenig von den genannten Kontaktmodellen unterscheidet. Man geht dabei im Zuge der Laminatverdichtung auch von einem newtonschen, transversalen Fließen des schmelzflüssigen Thermoplasten aus. Wie schnell sich der innige Kontakt ausbildet, ergibt sich bei diesem halbempirischen Modell jedoch über die benötigte Zeit, bis der Abstand zwischen den, über der Modellvorstellung nach zylindrische Rauheitspeaks entsprechend Abb. 35 in Kontakt getretenen Fügeoberflächen auf die Hälfte seines ursprünglichen Wertes abgefallen ist. Gemäß dieser Abbildung ist der ursprüngliche Abstand der Oberflächen mit $2h$ gegeben. Zur Vereinfachung kann dabei außerdem nur ein einzelner Rauheitspeak betrachtet werden. Die **Gültigkeit und Aussagekraft** ihres Kontaktmodells haben Grewell und Benatar anhand des substratgleichen Impulsschweißens der amorphen Thermoplaste PS sowie PC **experimentell verifiziert**. Die von ihnen dabei über einen weiten Wertebereich von Energieeinträgen und Kontaktzeiten erhaltenen experimentellen Ergebnisse stimmen in hohem Maße mit den Modellvorhersagen überein.[92, 153]

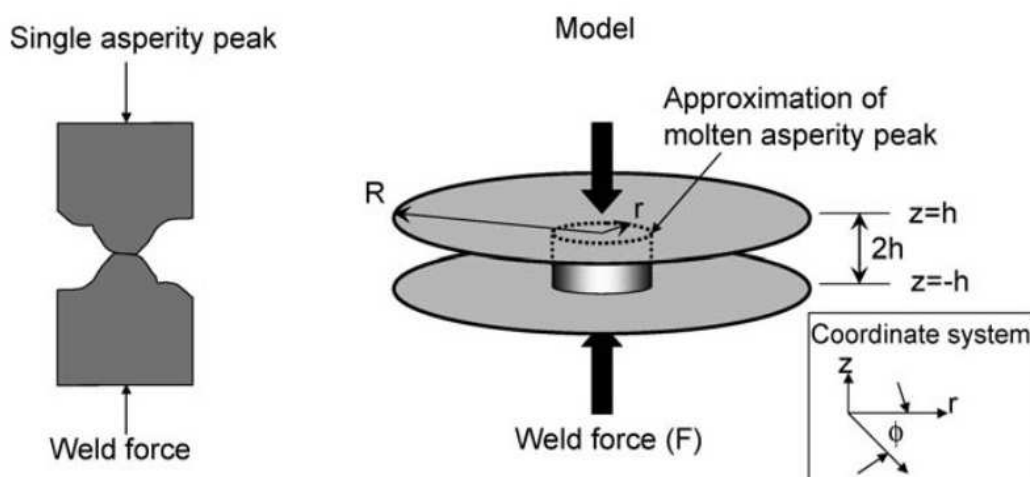


Abbildung 35: Modell für das transversale Fließen eines schmelzflüssigen Rauheitspeaks nach Grewell und Benatar.[92]

Weitere Untersuchungen zur Ausbildung des innigen Kontakts im Zuge des Ultraschallschweißens wurden zudem kürzlich von Levy et al. vorgenommen. Sie betrachteten dabei jedoch den industriellen Ultraschallschweißprozess, bei dem wie erwähnt Energierichtungsgeber (ERG) eingesetzt werden. **Levy et al.** entwickelten ein umfassendes FEM-Modell für die Simulation der Laminatverdichtung bei diesem industriellen Ultraschallschweißprozess (mit im Querschnitt dreieckigen ERG), das die mechanischen Schwingungen, die Wärmeleitung sowie den Materialfluss an der Fügezone beim Schmelzen der thermoplastischen ERG, entsprechend Abb. 36, miteinbezieht. Das Modell bietet aber lediglich Vorhersagen von eher qualitativer Natur, was seine **Aussagekraft** für die Praxis einschränkt.[93, 154] Die **Gültigkeit** ihres Modells haben Levy et al. so auch anhand eines qualitativen Vergleiches der Modellvorhersagen mit experimentellen Ergebnissen von Wang et al. zum Ultraschallschweißen von CF/PEEK - Laminaten **verifiziert**. Die erhaltenen Ergebnisse liegen dabei in derselben Größenordnung.[93, 154, 155]

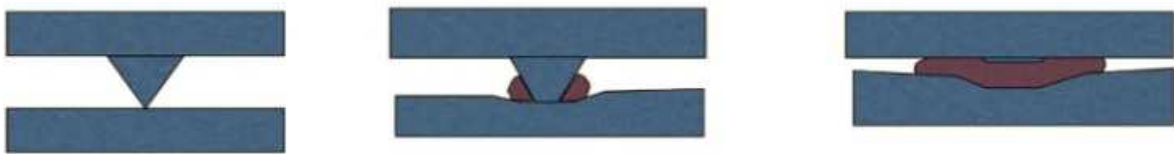


Abbildung 36: Schmelzen und Fließen eines thermoplastischen Energierichtungsgebers beim Ultraschallschweißen.[93]

In einem noch aktuelleren, weiterentwickelten Modell zum Ultraschallschweißen von **Levy et al.** wurde ein PEI-Film als Energierichtungsgeber genutzt.[94] Fernandez Villegas zeigte, dass auch mit einem solchen Matrixfilm ein definiertes Aufheizen der Fügezone beim Ultraschallschweißen erreichbar ist.[156] Da dieser Energierichtungsgeber flach und nicht mehr dreieckig ist, treten damit andere Phänomene bei der Verschweißung auf. Levy et al. entwickelten dafür ein FEM-Modell auf der Basis ihres Modells für dreieckige Energierichtungsgeber, mit dem Unterschied, dass dabei kein Materialfluss an der Fügezone erfasst werden musste. So beschreibt das Modell die mechanischen Schwingungen, die Wärmeleitung und auch die Konsolidierung an der Kontaktfläche der Fügepartner.

Die **Gültigkeit und Aussagekraft** dieses Modells wurde von Levy et al. anhand eines quantitativen Vergleiches der Modellvorhersagen mit experimentellen Ergebnissen von Fernandez Villegas zum Ultraschallschweißen von CF/PEI-Laminaten mit einem PEI-Film als Energierichtungsgeber **verifiziert**. Die Vorhersagen des Modells stimmen über einen weiten Wertebereich von Konsolidierungsdrücken und Schwingungsamplituden gut mit den experimentell erhaltenen Daten überein. Beim realen Ultraschallschweißprozess ist nun noch zu berücksichtigen, dass zwischen Sonotrode und Bauteil nicht immer ein perfekter Kontakt gegeben ist. Das aktuelle Modell von Levy et al. berücksichtigt dies zwar in Form eines empirischen Korrekturfaktors, jedoch muss dieser Koeffizient jeweils noch experimentell ermittelt werden. Diesbezüglich sind Weiterentwicklungen des Modells erforderlich, um eine quantitative Abhängigkeit des Korrekturfaktors von den anderen Prozessgrößen beim Ultraschallschweißen zu erhalten, wodurch sich der experimentelle Aufwand weiter reduzieren ließe.[94]

Das dritte der vielversprechendsten Schweißverfahren für Thermoplaste ist das **Widerstandsschweißen**, wobei es sich ebenfalls um ein Pressschweißverfahren handelt. Um damit thermoplastische Werkstoffe verbinden zu können, muss mit einem geeigneten, gut elektrisch leitenden Schweißzusatzmaterial gearbeitet werden. Durch dieses wird entsprechend Abb. 37 ein elektrischer Strom geführt, der infolge von Widerstandsverlusten das Schweißzusatzmaterial erwärmt, durch Wärmeleitung den Thermoplasten in den schmelzflüssigen Zustand überführt und die Fügepartner unter Druck verschweißt. Bei kohlenstofffaserverstärkten Thermoplasten muss darauf geachtet werden, dass das Schweißzusatzmaterial gegenüber dem Laminat elektrisch isoliert ist, da ansonsten Kurzschlussströme ein definiertes Erwärmen verhindern würden.[148, 157] **Butler et al.** entwickelten ein gekoppeltes Konsolidierungsmodell für das Widerstandsschweißen, welches eine Vorhersage über das transversale Fließen im Zuge der Laminatverdichtung und über den Heilungsprozess des Thermoplasten unter isothermen Bedingungen ermöglicht. Die **Gültigkeit** ihres Modells haben Butler et al. anhand des Widerstandsschweißens von aromatischem Polyimid **experimentell verifiziert**. Die dabei erhaltenen Ergebnisse stimmen sehr gut mit den Modellvorhersagen überein. Somit beschreibt dieses Modell den Verschweißungsprozess zwar relativ

genau, jedoch benötigt man dafür aufwendige numerische Methoden, wodurch seine praktische Anwendbarkeit eingeschränkt ist.[34, 38, 153]

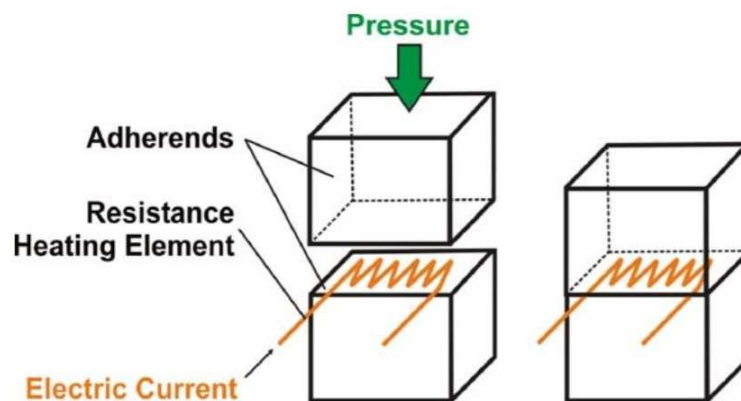


Abbildung 37: Widerstandsschweißen von thermoplastischen Werkstoffen.[157]

Ageorges et al. entwickelten ein gekoppeltes Konsolidierungsmodell für nicht-isotherme Bedingungen entsprechend Abschn. 2.5, welches dagegen gut für die Simulation geeignet ist. Die **Gültigkeit und Aussagekraft** ihres Modells haben sie anhand des Widerstandsschweißens von verschiedenen Werkstoffkombinationen (APC-2/ PEEK, APC-2/PEI und CF-PEI/PEI) **experimentell verifiziert**. Die dabei erhaltenen experimentellen Ergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Modellvorhersagen.[83] **Shi et al.** haben vor Kurzem noch ein weiteres praktisches Modell zur Beschreibung des Widerstandsschweißprozesses entwickelt, welches sowohl die Wärmeübertragung als auch die Konsolidierung und zusätzlich noch den thermischen Abbau berücksichtigt. Die **Gültigkeit und Aussagekraft** ihres Modells haben Shi et al. am Widerstandsschweißen (mit Metallgitter) von GF/PEI **experimentell verifiziert**. Sie erhielten auch dabei eine gute Übereinstimmung der mittels Zugscherversuchs gemessenen Verbundfestigkeit der verschweißten Fügepartner mit den Vorhersagen ihres neu entwickelten, gekoppelten Konsolidierungsmodells.[95] So zeigt sich zusammenfassend, dass im Bereich der Prozesssimulation des Thermoplastschweißens bereits große Fortschritte auf wissenschaftlicher Seite erzielt wurden, die dabei getroffenen Modellvereinfachungen (z. B. Ultraschallschweißen ohne ERG, ...) in der Praxis jedoch auch teilweise nicht gültig und einige der entwickelten Modelle dafür nicht oder nur eingeschränkt anwendbar sind.

5 Forschungslandkarte mit aktuellen Arbeitsgruppen

Im Folgenden wird abschließend eine Forschungslandkarte abgeleitet, welche die Arbeitsgruppen enthält, die sich intensiv mit der Entwicklung von Konsolidierungsmodellen beschäftigen. Es werden darin insbesondere die derzeit aktiven Arbeitsgruppen, aber auch solche der letzten Jahre, identifiziert und diese kurz vorgestellt. Dazu enthält die Auflistung in Tab. 5 als Informationen die Standorte der betreffenden Arbeitsgruppen, die mitwirkenden Personen sowie eine Kurzbeschreibung ihrer Forschungstätigkeiten im Bereich Modellbildung der Konsolidierung von thermoplastischen Werkstoffen.

Tabelle 5: Auflistung der aktuellen Arbeitsgruppen.

Arbeitsgruppe: [39, 103, 104]	<ul style="list-style-type: none"> • Centre for Advanced Materials Technology (CAMT), School of Aerospace, Mechanical and Mechatronic Engineering, The University of Sydney (a) • Cooperative Research Centre for Advanced Composite Structures Limited (CRC-ACS) (b)
Standort:	Sydney, Australien
Mitwirkende Personen:	Prof. Lin Ye (a), Prof. Yiu-Wing Mai (a), Dr. Shao-Cong Dai (a), Dr. Meng Lu (a), Zuo-Rong Chen (a), Dr. Meng Hou (b)
Kurzbeschreibung der Forschungstätigkeit:	Die Arbeitsgruppe in Sydney beschäftigt sich mit der In-situ-Konsolidierung im Zuge des kontinuierlichen thermoplastischen Tape-Wickelns. Dabei werden vor allem die Phänomene Laminatverdichtung und Ausbildung des innigen Kontakts sowie Dynamik der Poren und Dekonsolidierung von thermoplastischen Verbundwerkstoffen betrachtet.[39, 103, 104]

Arbeitsgruppe: [92, 153]	<ul style="list-style-type: none"> • Department of Agricultural and Biosystems Engineering, Iowa State University (a) • Plastics and Composites Joining Laboratory, Department of Industrial, Welding and Systems Engineering, The Ohio State University (b)
Standorte:	Ames, Iowa (IA) (a) und Columbus, Ohio (OH) (b), USA
Mitwirkende Personen:	Dr. David Grewell (a), Dr. Avraham Benatar (b)
Kurzbeschreibung der Forschungstätigkeit:	Dr. Grewells und Dr. Benatars Arbeitsgruppe forscht intensiv im Bereich der Ausbildung des innigen Kontakts beim Thermoplastschweißen. In diesem Zusammenhang arbeitet man insbesondere am Ultraschallschweißen von thermoplastischen Verbundwerkstoffen sowie an der Optimierung und Kontrolle dieses Verarbeitungsprozesses.[92, 153]

Arbeitsgruppe: [93, 94, 154]	<ul style="list-style-type: none"> • McGill Structures and Composite Materials Laboratory, Department of Mechanical Engineering, McGill University (a) • Laboratoire de Thermocinétique de Nantes (LTN), Université de Nantes (b) • Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM), École Centrale de Nantes, Université de Nantes (c) • EADS Innovation Works (IW), Technocampus EMC2 (d) • Structural Integrity and Composites (SI&C), Department of Aerospace Structures and Materials, Delft University of Technology (e)
--	--

Standorte:	Montreal, Kanada (a); Nantes, Frankreich (b, c, d) und Delft, Niederlande (e)
Mitwirkende Personen:	Dr. Arthur Levy (a), Prof. Steven Le Corre (b), Prof. Arnaud Poitou (c), Dr. Nicolas Chevaugéon (c), Eric Soccard (d), Dr. Irene Fernandez Villegas (e)
Kurzbeschreibung der Forschungstätigkeit:	In dieser Forschungsgruppe beschäftigt man sich mit der Entwicklung von Modellen für die Ausbildung des innigen Kontakts beim Ultraschallschweißen von thermoplastischen Verbundwerkstoffen.[93, 94, 154] Im Zuge dessen fokussiert man sich auf die Verarbeitung, Instandhaltung und Reparatur von thermoplastischen Flugzeugstrukturen.[158]

Arbeitsgruppe: [43]	<ul style="list-style-type: none"> • McGill Structures and Composite Materials Laboratory, Department of Mechanical Engineering, McGill University (a) • Center for Composite Materials (CCM), University of Delaware (b) • EADS Innovation Works (IW), Technocampus EMC2 (c)
Standorte:	Montreal, Kanada (a); Newark, Delaware (DE), USA (b) und Nantes, Frankreich (c)
Mitwirkende Personen:	Dr. Arthur Levy (a), Prof. Dirk Heider (b), Dr. John Tierney (b), Prof. John W. Gillespie Jr. (b), Dr. Patrice Lefebure (c), Didier Lang (c)
Kurzbeschreibung der Forschungstätigkeit:	Diese Arbeitsgruppe von Dr. Levy et al. hat sich auf die Modellbildung und Optimierung des automatisierten und kontinuierlichen Legeprozesses von thermoplastischen Verbundwerkstoffen spezialisiert.[43]

Arbeitsgruppe: [64, 86]	<ul style="list-style-type: none"> • Laboratoire de Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux (PIMM), Arts et Métiers ParisTech (a) • EADS Innovation Works (IW) (b)
Standort:	Paris, Frankreich (a)
Mitwirkende Personen:	Dr. Célia Nicodeau (a, b), Prof. Gilles Regnier (a), Prof. Jacques Verdu (a), Prof. Francisco Chinesta (a), Dr. Jacques Cinquin (b)
Kurzbeschreibung der Forschungstätigkeit:	Die Forschungsaktivitäten dieser Arbeitsgruppe beinhalten die genaue Beschreibung des gesamten Konsolidierungsprozesses beim kontinuierlichen Verschweißen von thermoplastischen Verbundwerkstoffen. Eine besondere Berücksichtigung erfahren dabei die im Zuge der Verarbeitung auftretenden thermischen Alterungsphänomene des thermoplastischen Kunststoffes.[64, 86]

Arbeitsgruppe: [95]	Design and Production of Composite Structures (DPCS), Department of Aerospace Structures and Materials, Delft University of Technology
Standort:	Delft, Niederlande
Mitwirkende Personen:	Huajie Shi , MSc., Dr. Irene Fernandez Villegas , Dr. ir. Harald Bersee
Kurzbeschreibung der Forschungstätigkeit:	Die Forschungsgruppe in Delft arbeitet insbesondere an der Entwicklung von Modellen zur genauen Beschreibung der Prozessschritte Wärmeübertragung und Konsolidierung im Zuge des Widerstandsschweißens von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen.[95]

<p>Arbeitsgruppe: [33, 47, 48]</p>	<ul style="list-style-type: none"> • Center for Composite Materials (CCM), University of Delaware (a) • Department of Mechanical Engineering, University of Delaware (b) • Accudyne Systems, Inc. (c) • Langley Research Center, National Aeronautics and Space Administration (NASA) (d)
<p>Standorte:</p>	<p>Newark, Delaware (DE) (a, b, c) und Hampton, Virginia (VA) (d), USA</p>
<p>Mitwirkende Personen:</p>	<p>Dr. Pavel Simacek (a, b), Dr. Suresh G. Advani (a, b), Mark B. Gruber, MSc. (c), Dr. Brian J. Jensen (d), Dr. John Tierney (a), Prof. John W. Gillespie Jr. (a)</p>
<p>Kurzbeschreibung der Forschungstätigkeit:</p>	<p>Diese Arbeitsgruppe beschäftigt sich intensiv mit der In-situ-Konsolidierung von thermoplastischen Faser-verbundwerkstoffen u. a. beim Tow Placement - und Tapelegeprozess. Ein besonderer Forschungsschwerpunkt liegt in diesem Zusammenhang auf der dabei ablaufenden Dynamik mikro- und makroskopischer Poren.[33, 47, 48]</p>

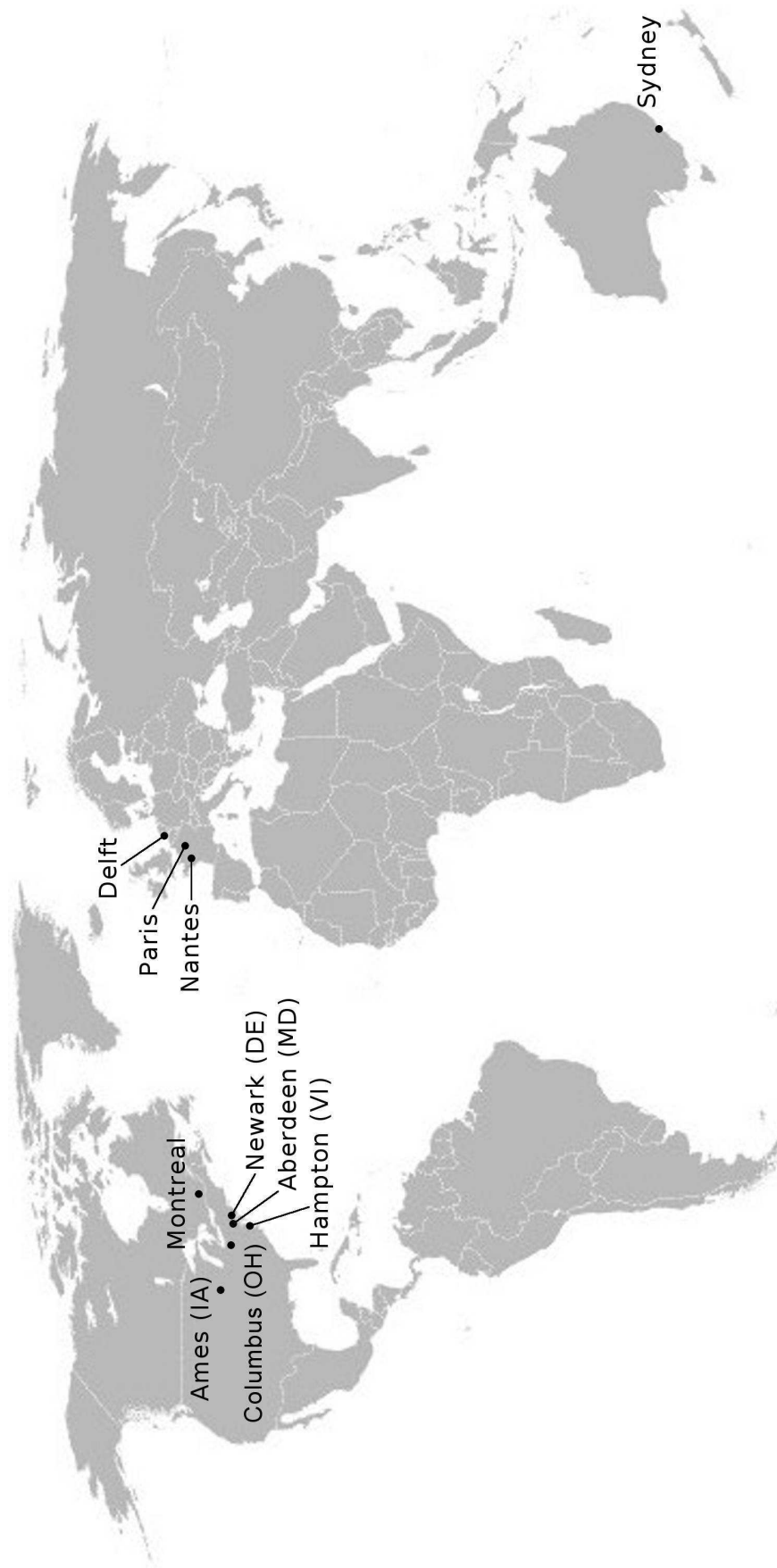
<p>Arbeitsgruppe: [118]</p>	<ul style="list-style-type: none"> • Center for Composite Materials (CCM), University of Delaware (a) • Department of Mechanical Engineering, University of Delaware (b) • Department of Electrical and Computer Engineering, University of Delaware (c) • U. S. Army Research Laboratory, Aberdeen Proving Ground (d)
--	--

Standorte:	Newark, Delaware (DE) (a, b, c) und Aberdeen, Maryland (MD) (d), USA
Mitwirkende Personen:	Claire Steggall-Murphy (a, b), Dr. Pavel Simacek (a, b), Dr. Suresh G. Advani (a, b), Prof. Shridhar Yarlagadda (a, c), Dr. Shawn Walsh (d)
Kurzbeschreibung der Forschungstätigkeit:	Die Forschungsgruppe von Steggall-Murphy et al. arbeitet an der Entwicklung von Prozessmodellen für eine vereinfachte Beschreibung der Imprägnierung im Zuge der Konsolidierung von thermoplastischen Towpregs.[118]

Arbeitsgruppe: [139]	Laboratoire de Mécanique des Systèmes et des Procédés (LMSP), Arts et Métiers ParisTech
Standort:	Paris, Frankreich
Mitwirkende Personen:	Dr. François Lemarchand , Dr. Pierre Beauchêne , Dr. Bertrand Laine , Prof. Francisco Chinesta
Kurzbeschreibung der Forschungstätigkeit:	In dieser Arbeitsgruppe in Paris beschäftigt man sich intensiv mit der Entwicklung neuer numerischer Modelle zur genauen Vorhersage von prozessbedingten Eigenspannungen, die bei der In-situ-Konsolidierung von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen auftreten.[139]

Arbeitsgruppe: [31]	<ul style="list-style-type: none"> • Accudyne Systems, Inc. (a) • Center for Composite Materials (CCM), University of Delaware (b) • Langley Research Center, National Aeronautics and Space Administration (NASA) (c)
-------------------------------	--

Standorte:	Newark, Delaware (DE) (a, b) und Hampton, Virginia (VA) (c), USA
Mitwirkende Personen:	Mark B. Gruber , MSc. (a), Ira Z. Lockwood (a), Tracy L. Dolan (a), Steven B. Funck , BSc. (a), Dr. John Tierney (b), Dr. Pavel Simacek (b), Prof. John W. Gillespie Jr. (b), Dr. Suresh G. Advani (b), Dr. Brian J. Jensen (c), Roberto J. Cano (c), Brian W. Grimsley (c)
Kurzbeschreibung der Forschungstätigkeit:	Die Forschungsgruppe von Gruber et al. beschäftigt sich mit der Modellbildung von Laminatverdichtung und Ausbildung des innigen Kontakts im Zuge der In-situ-Konsolidierung von thermoplastischen Halbzeugen beim Tow Placement - und Tapelegeprozess.[31]



6 Zusammenfassung

Ziel dieser Arbeit war es, den aktuellen Stand der Technik über die Konsolidierung von thermoplastischen Verbundwerkstoffen und damit einen der entscheidenden Schritte bei ihrer Verarbeitung darzulegen. Der Fokus lag auf den dabei auftretenden Phänomenen, den entwickelten Modellvorstellungen und der Vorhersagefähigkeit dieser Konsolidierungsmodelle. Die vorliegende Masterarbeit basiert hierfür auf einer umfassenden Literaturrecherche und Analyse über internationale Forschungs- und Entwicklungsaktivitäten auf dem Gebiet der Simulation des Konsolidierungsprozesses. Die Konsolidierung wurde in dieser Arbeit zunächst allgemein, losgelöst von prozessspezifischen Aspekten, betrachtet. Dabei wurden die im Zuge der Konsolidierung ablaufenden Phänomene Laminatverdichtung, Dynamik der Poren, molekulare Durchdringung sowie thermische Alterung erläutert und die dafür entwickelten Modelle beschrieben. Darauf aufbauend wurde auf die besonderen Aspekte bei der Konsolidierung von kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten eingegangen und die Bulk Consolidation von Tapes und flexiblen Towpregs detailliert betrachtet. Besonders herausfordernd ist die Erzielung einer guten Konsolidierung, wenn diese im Zuge von kontinuierlich laufenden Prozessen erreicht werden soll. Dies ist insbesondere bei kontinuierlichen Legeprozessen der Fall. Ein Schwerpunkt dieser Masterarbeit lag daher im Bereich des kontinuierlich arbeitenden Thermoplast-Legeverfahrens und des Thermoplastschweißens. In dieser zusammenfassenden, systematischen Darstellung zum aktuellen Stand der Technik wurde jeweils ein besonderes Augenmerk der Frage nach der Gültigkeit, der Aussagekraft und der Form bzw. dem Grad der Verifikation der entwickelten Konsolidierungsmodelle gewidmet. Darüber hinaus wurde abschließend eine Forschungslandkarte abgeleitet, welche insbesondere die derzeit aktiven Arbeitsgruppen identifiziert und diese kurz vorstellt.

7 Literatur

- [1] Latrille, M.: Prozessanalyse und -simulation von Verarbeitungsverfahren für faserverstärkte thermoplastische Bändchenhalbzeuge, Dissertation an der Technischen Universität Kaiserslautern, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Deutschland, 2003.
- [2] Gutowski, T. G.: Advanced Composites Manufacturing, John Wiley & Sons, New York, USA, 1997.
- [3] Khan, M. A.: Experimental and Simulative Description of the Thermoplastic Tape Placement Process with Online Consolidation, Dissertation an der Technischen Universität Kaiserslautern, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Deutschland, 2010.
- [4] Mazumdar, S. K.: Composites Processing, in Composites Manufacturing. Materials, Product, and Process Engineering, CRC Press, 2001, o. S.
- [5] Hauptert, F.: Thermoplast-Wickeltechnik: Einfluß der Verarbeitungstechnologie auf Struktur und Eigenschaften kontinuierlich faserverstärkter Verbundwerkstoffe, Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 2, Nr. 435, VDI-Verlag, Kaiserslautern, Deutschland, 1997.
- [6] Brogan M.T.; Monaghan P.F.: Thermal simulation of quartz tube infra-red heaters used in the processing of thermoplastic composites. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 27A (4), 1996, 301-306.
- [7] Esche, R. v. d.: Herstellung langfaserverstärkter Thermoplastbauteile unter Zuhilfenahme von Hochleistungslasern als Wärmequelle, Shaker Verlag, Aachen, Deutschland, 2001.
- [8] Rosselli, F., Santare, M. H., Güçeri, S. I.: Effects of processing on laser assisted thermoplastic tape consolidation, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 28A (12), 1997, 1023-1033.

- [9] Mazumdar, S. K., Hoa, S. V.: Application of Taguchi method for process enhancement of on-line consolidation technique, *Composites*, 26, 1995, 669-673.
- [10] Rudolf, R.: Entwicklung einer neuartigen Prozess- und Anlagentechnik zum wirtschaftlichen Fügen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden, IVW-Schriftenreihe, Band 10, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Deutschland, 2000.
- [11] Zhang, M. Q., Rong, M. Z.: Basics of Self-Healing: State of the Art, in *Self-Healing Polymers and Polymer Composites*, John Wiley & Sons, New York, USA, 2011, 1-82.
- [12] Schledjewski, R., Latrille, M.: Processing of unidirectional fiber reinforced tapes – fundamentals on the way to a process simulation tool (ProSimFRT), *Composites Science and Technology*, 63, 2003, 2111-2118.
- [13] Stokes-Griffin, C. M., Matuszyk, T. I., Compston, P., Cardew-Hall, M. J.: Modelling the Automated Tape Placement of Thermoplastic Composites with In-Situ Consolidation, in Subic, A., Wellnitz, J., Leary, M., Koopmans, L. (Hg.), *Sustainable Automotive Technologies 2012: Proceedings of the 4th International Conference*, Springer-Verlag, Berlin, 2012, 61-65.
- [14] Phillips, R., Akyüz, D. A., Månson, J.-A. E.: Prediction of the consolidation of woven fibre-reinforced thermoplastic composites, Part I. Isothermal case, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 29A (4), 1998, 395-402.
- [15] Thomann, U. I., *Direct Stamp Forming of Non-Consolidated Carbon/Thermoplastic Fibre Commingled Yarns*, Dissertation an der ETH Zürich, Zentrum für Strukturtechnologien, Zürich, Schweiz, 2003.
- [16] Schledjewski, R., Narnhofer, M., Mitschang, P., Perko, L.: Simulation of the Tape-Laying Process for Thermoplastic Matrix Composites, *Advances in Polymer Technology*, 32 (S1) 2013, E705-E713.

- [17] Moser, L.: Experimental Analysis and Modeling of Susceptorless Induction Welding of High Performance Thermoplastic Polymer Composites, Dissertation an der Technischen Universität Kaiserslautern, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Deutschland, 2012.
- [18] Yang, F., Pitchumani, R.: Interlaminar contact development during thermoplastic fusion bonding, *Polymer Engineering & Science*, 42, 2002, 424-438.
- [19] Habenicht, G.: Klebtechnische Eigenschaften wichtiger Werkstoffe, in *Kleben – erfolgreich und fehlerfrei. Handwerk, Praktiker, Ausbildung, Industrie*, 4. Auflage, Friedrich Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden, Deutschland, 2006, 123-143.
- [20] Campbell, F. C.: Polymer Matrix Composites, in *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*, Elsevier, 2006, 273-368.
- [21] Sonmez, F. O., Akbulut, M.: Process optimization of tape placement for thermoplastic composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38, 2007, 2013-2023.
- [22] Heider, D., Piovoso, M. J., Gillespie Jr., J. W.: A neural network model-based open-loop optimization for the automated thermoplastic composite tow-placement system, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 34, 2003, 791-799.
- [23] Mazumdar, S. K.: Consolidation of Thermoplastic Composites during Autoclave or Hot Press Processing, in *Composites Manufacturing. Materials, Product, and Process Engineering*, CRC Press, 2001, o. S.
- [24] Jones, I.: Laser welding of plastics, in Katayama, S. (Hg.), *Handbook of Laser Welding Technologies*, Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials Series, CRC Press, 2013, 280-286.
- [25] Xiao, X. R.: Fabrication Considerations, in Hoa, S. V., (Hg.), *Computer-Aided Design of Polymer-Matrix Composite Structures*, Marcel Dekker, New York, USA, 1995, 15-66.

- [26] Lee, W. I., Springer, G. S.: A Model of the Manufacturing Process of Thermoplastic Matrix Composites, *Journal of Composite Materials*, 21 (11), 1987, 1017-1055.
- [27] Bourban, P.-E., Bernet, N., Zanetto, J.-E., Månson, J.-A. E.: Material phenomena controlling rapid processing of thermoplastic composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 32 (8), 2001, 1045-1057.
- [28] Dara, P. H., Loos, A. C.: Thermoplastic Matrix Composite Processing Model, Report CCMS-85-10, VPI-E-85-21, Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, USA, 1985.
- [29] Mantell, S. C., Springer, G. S.: Manufacturing Process Models for Thermoplastic Composites, *Journal of Composite Materials*, 26 (16), 1992, 2348-2377.
- [30] Yang, F., Pitchumani, R.: A fractal Cantor set based description of interlaminar contact evolution during thermoplastic composites processing, *Journal of Materials Science*, 36 (19), 2001, 4661-4671.
- [31] Gruber, M. B., Lockwood, I. Z., Dolan, T. L., Funck, S. B., Tierney, J., Simacek, P., Gillespie Jr., J. W., Advani, S., Jensen, B. J., Cano, R. J., Grimsley, B. W.: Thermoplastic in situ placement requires better impregnated tapes and tows, *SAMPE 2012*, Baltimore, USA, 2012.
- [32] Sonmez, F. O., Hahn, H. T.: Analysis of the On-Line Consolidation Process in Thermoplastic Composite Tape Placement, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 10 (6), 1997, 543-572.
- [33] Tierney, J., Gillespie Jr., J. W.: Modeling of In Situ Strength Development for the Thermoplastic Composite Tow Placement Process, *Journal of Composite Materials*, 40 (16), 2006, 1487-1506.
- [34] Ageorges, C., Ye, L.: Consolidation Mechanisms, in *Fusion Bonding of Polymer Composites. From Basic Mechanisms to Process Optimisation (Engineering Materials and Processes)*, Springer-Verlag, Berlin, Deutschland, 2002, 105-131.

- [35] Ageorges, C., Ye, L., Hou, M.: Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 32, 2001, 839-857.
- [36] Lamèthe, J.-F., Beauchêne, P., Léger, L.: Polymer dynamics applied to PEEK matrix composite welding, *Aerospace Science and Technology*, 9 (3), 2005, 233-240.
- [37] Mantell, S. C., Wang, Q., Springer, G. S.: Processing Thermoplastic Composites in a Press and by Tape Laying - Experimental results, *Journal of Composite Materials*, 26 (16), 1992, 2378-2401.
- [38] Butler, C. A., McCullough, R. L., Pitchumani, R., Gillespie Jr., J. W.: An analysis of mechanisms governing fusion bonding of thermoplastic composites, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 11 (4), 1998, 338-363.
- [39] Dai, S. C., Ye, L.: GF/PP Tape Winding with On-Line Consolidation, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 21 (1), 2002, 71-90.
- [40] Loos, A. C., Li, M.-C.: Consolidation during Thermoplastic Composite Processing, in Davé, R., Loos, A. C. (Hg.), *Processing of Composites*, Carl Hanser Verlag, München, Deutschland, 2000, 208-238.
- [41] Yang, F.; Pitchumani, R.: Fractal Description of Interlaminar Contact Development during Thermoplastic Composites Processing, *Proceedings of the 57th ANTEC*, Society of Plastics Engineers (Hg.), New York City, USA, 2. - 6. Mai 1999, 1316-1320.
- [42] Majumdar, A., Bhushan, B.: Fractal Model of Elastic-Plastic Contact Between Rough Surfaces, *Journal of Tribology*, 113 (1), 1991, 1-11.
- [43] Levy, A., Heider, D., Tierney, J., Gillespie Jr., J. W., Lefebure, P., Lang, D.: Simulation And Optimization Of The Thermoplastic Automated Tape Placement (ATP) Process, *SAMPE 2012*, Baltimore, USA, 2012.
- [44] Levy, A., Heider, D., Tierney, J., Gillespie Jr., J. W.: Inter-layer thermal contact resistance evolution with the degree of intimate contact in the

- processing of thermoplastic composite laminates, *Journal of Composite Materials*, 0 (0), 2013, 1-13.
- [45] Menges, G., Haberstroh, E., Michaeli, W., Schmachtenberg, E.: Stationäres viskoses Fließen, in *Werkstoffkunde Kunststoffe*, 5. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, Wien, 2002, 88-102.
- [46] Pitchumani, R., Ranganathan, S., Don, R. C., Gillespie Jr., J. W., Lamontia, M. A.: Analysis of Transport Phenomena Governing Interfacial Bonding and Void Dynamics during Thermoplastic Tow-Placement, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 39 (9), 1996, 1883-1897.
- [47] Tierney, J., Gillespie Jr., J. W.: Modeling of Heat Transfer and Void Dynamics for the Thermoplastic Composite Tow-Placement Process, *Journal of Composite Materials*, 37 (19), 2003, 1745-1768.
- [48] Simacek, P., Advani, S. G., Gruber, M. B., Jensen, B. J.: A non-local void filling model to describe its dynamics during processing thermoplastic composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 46, 2013, 154-165.
- [49] Bousmina, M., Qiu, H., Grmela, M., Klemberg-Sapieha, J. E.: Diffusion at Polymer/Polymer Interfaces Probed by Rheological Tools, *Macromolecules*, 31 (23), 1998, 8273-8280.
- [50] Engelhard, M.: Thermomechanische Beschreibung der Fluiddiffusion in Polymeren am Beispiel Polyamid 6, Dissertation an der Universität der Bundeswehr München, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik, Institut für Mechanik, München, Deutschland, 2014.
- [51] Voyutskii, S. S.: *Autohesion and Adhesion of High Polymers*, John Wiley & Sons, New York, USA, 1963.
- [52] Kühnert, I.: *Grenzflächen beim Mehrkunststoffspritzgießen*, Dissertation an der Technischen Universität Chemnitz, Fakultät für Maschinenbau, Chemnitz, Deutschland, 2005.

- [53] Rouse, P. E.: A Theory of the Linear Viscoelastic Properties of Dilute Solutions of Coiling Polymers, *Journal of Chemical Physics*, 21, 1953, 1272-1280.
- [54] De Gennes, P. G.: Reptation of a polymer chain in the presence of fixed obstacles, *Journal of Chemical Physics*, 55 (2), 1971, 572–579.
- [55] Doi, M., Edwards, S. F.: *The Theory of Polymer Dynamics*, in International Series of Monographs on Physics, 73, Oxford Science Publications, 1986.
- [56] Doi, M., Edwards, S. F.: Dynamics of Concentrated Polymer Systems. Part 1.–Brownian Motion in the Equilibrium State, *Journal of the Chemical Society, Faraday Transactions 2*, 74, 1989, 1789-1801.
- [57] Wise, R. J.: *Thermal Welding of Polymers*, in Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies, 36, CRC Press, 1999.
- [58] Hoa, S. V.: Long Fiber Thermoplastic Matrix Composites, in *Principles of the Manufacturing of Composite Materials*, DEStech Publications, Lancaster, USA, 2009, 289-336.
- [59] Wool, R. P., O'Connor, K. M.: A theory of crack healing in polymers, *Journal of Applied Physics*, 52 (10), 1981, 5953-5963.
- [60] Kim, Y. H., Wool, R. P.: A Theory of Healing at a Polymer-Polymer Interface, *Macromolecules*, 16 (7), 1983, 1115-1120.
- [61] Willett, J. L., Wool, R. P.: Strength of Incompatible Amorphous Polymer Interfaces, *Macromolecules*, 26, 1993, 5336-5349.
- [62] Wool, R. P., Yuan, B.-L., McGarel, O. J.: Welding of Polymer Interfaces, *Polymer Engineering & Science*, 29, 1989, 1340-1367.
- [63] Wool, R. P.: *Strength of Polymer Interfaces*, Report 22966-MS, Department of Materials Science and Engineering University of Illinois, St. Urbana, USA, 1990.
- [64] Nicodeau, C., Regnier, G., Verdu, J., Cinquin, J., Chinesta, F.: A multi-physic and multi-scale approach to model the continuous welding of

- thermoplastic matrix composites, 16th International Conference on composite materials, Kyoto, Japan, 2007.
- [65] Van Ruymbeke, E., Keunings, R., Bailly, C.: Determination of the molecular weight distribution of entangled linear polymers from linear viscoelasticity data, *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 105 (2-3), 2002, 153-175.
- [66] Wool, R. P.: Polymer diffusion: reptation and interdigitation, in Packham, D. E. (Hg.), *Handbook of Adhesion*, 2. Auflage, John Wiley & Sons, 2005, 341-344.
- [67] Windisch, H.: Die allgemeine Gaskonstante R, in *Thermodynamik: Ein Lehrbuch für Ingenieure*, 2. Auflage, Oldenbourg Wissenschaftsverlag, 2006, 22-23.
- [68] Prager, S., Tirrell, M.: The healing process at polymer-polymer interfaces, *The Journal of Chemical Physics*, 75, 1981, 5194-5198.
- [69] Jud, K., Kausch, H. H., Williams, J. G.: Fracture mechanics studies of crack healing and welding of polymers, *Journal of Materials Science*, 16, 1981, 204-210.
- [70] Rudolph, N.: Druckverfestigung amorpher Thermoplaste, Dissertation an der Universität Erlangen-Nürnberg, Technische Fakultät, Drummer D. (Hg.), Erlangen, Deutschland, 2009.
- [71] Wool, R. P.: Polymer Entanglements, *Macromolecules*, 26 (7), 1993, 1564-1569.
- [72] Cho, B.-R., Kardos, J. L.: Consolidation and Self-Bonding in Poly(ether ether ketone) (PEEK), *Journal of Applied Polymer Science*, 56 (11) 1995, 1435-1454.
- [73] Loos, A. C., Dara, P. H.: Processing of Thermoplastic Matrix Composites, *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*, 6A, 1987, 1257-1265.

- [74] Hetschel, M.: Abformung von Nanostrukturen im Spritzgießverfahren zur Erzeugung von Antireflexoberflächen, in Wagner, M. H. (Hg.), Schriftenreihe Kunststoff-Forschung, 67, Berlin, 2005.
- [75] Mazumdar, S. K.: Consolidation and Bonding Models for Thermoplastic Tape Laying and Tape Winding, in Composites Manufacturing. Materials, Product, and Process Engineering, CRC Press, 2001, o. S.
- [76] Kalpakjian, S., Schmid, S. R., Werner, E.: Polymere und verstärkte Kunststoffe; Rapid Prototyping und Rapid Tooling, in Werkstofftechnik: Herstellung Verarbeitung Fertigung, 5. Auflage, Pearson Studium, München, Deutschland, 2011, 791-894.
- [77] Loos, A. C., Li, M.-C.: Non-Isothermal Autohesion Model for Amorphous Thermoplastic Composites, Journal of Thermoplastic Composite Materials, 7 (4), 1994, 280-310.
- [78] Bastien, L. J., Gillespie Jr., J. W.: A Non-Isothermal Healing Model for Strength and Toughness of Fusion Bonded Joints of Amorphous Thermoplastics, Polymer Engineering & Science, 31 (24), 1991, 1720-1730.
- [79] Yang, F., Pitchumani, R.: Nonisothermal healing and interlaminar bond strength evolution during thermoplastic matrix composites processing, Polymer Composites, 24 (2), 2003, 263-278.
- [80] Yang, F., Pitchumani, R.: Healing of Thermoplastic Polymers at an Interface under Nonisothermal Conditions, Macromolecules, 35 (8), 2002, 3213-3224.
- [81] Ezekoye, O. A, Lowman, C.D., Fahey, M.T., Hulme-Lowe, A.G.: Polymer Weld Strength Predictions Using a Thermal and Polymer Chain Diffusion Analysis, Polymer Engineering & Science, 38 (6), 1998, 976-991.
- [82] Giese, V. M.: Adhäsive Kunststoff-Metall- und Kunststoff-Kunststoff-Verbindungen im Hinblick auf die Spritzgießverarbeitung, Dissertation an der Technische Fakultät der Friedrich-Alexander Universität Erlangen-Nürnberg, 1995.

- [83] Ageorges, C., Ye, L., Mai, Y.-W., Hou, M.: Characteristics of resistance welding of lap shear coupons. Part II. Consolidation, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 29A, 1998, 911-919.
- [84] Chao, M., Gillespie Jr., J. W.: The Influence of Healing and Bondline Thickness on the Mechanical Performance of Fusion-Bonded Thermoplastic Composites Joints, Proceedings of the 39th International SAMPE Symposium, Society for the Advancement of Material and Process Engineering (Hg.), Anaheim, USA, 1994, 2023-2037.
- [85] Phillips, R., Glauser, T., Manson, J.-A. E.: Thermal Stability of PEEK/Carbon Fiber in Air and Its Influence on Consolidation, Polymer Composites, 18 (4), 1997, 500-508.
- [86] Nicodeau, C.: Modelisation du soudage en continu des composites a matrice thermoplastique, Dissertation an der Arts et Métiers ParisTech, Paris, Frankreich, 2005.
- [87] Park, J., et al.: Kinetic Analysis of Thermal Decomposition of Polymer Using a Dynamic Model, Korean Journal of Chemical Engineering, 17 (5), 2000, 489-496.
- [88] Khan, M. A., Mitschang, P., Schledjewski, R.: Identification of some optimal parameters to achieve higher laminate quality through tape placement process, Advances in Polymer Technology, 29 (2), 2010, 98-111.
- [89] Gupta, Y. N., Chakraborty, A., Pandey, G. D., Setua, D. K.: Thermal and thermooxidative degradation of engineering thermoplastics and life estimation, Journal of Applied Polymer Science, 92 (3), 2004, 1737-1748.
- [90] Nam, J.-D., Seferis, J. C.: Generalized Composite Degradation Kinetics for Polymeric Systems under Isothermal and Nonisothermal Conditions, Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics, 30 (5), 1992, 455-463.
- [91] Sonmez, F. O., Hahn, H. T.: Modeling of Heat Transfer and Crystallization in Thermoplastic Composite Tape Placement Process, Journal of Thermoplastic Composite Materials, 10 (3), 1997, 198-240.

- [92] Grewell, D., Benatar, A.: Welding of Plastics: Fundamentals and New Developments, *International Polymer Processing*, 22 (1), 2007, 43-60.
- [93] Levy, A., Poitou, A., Le Corre, S., Soccard, E.: Ultrasonic Welding of Thermoplastic Composites, Modeling of the Process, *International Journal of Material Forming*, 1 (1), 2008, 887-890.
- [94] Levy, A., Le Corre, S., Fernandez Villegas, I.: Modeling of the heating phenomena in ultrasonic welding of thermoplastic composites with flat energy directors, *Journal of Materials Processing Technology*, 214 (7), 2014, 1361-1371.
- [95] Shi, H., Fernandez Villegas, I., Bersee, H.: Modelling of heat transfer and consolidation for thermoplastic composites resistance welding, in 18th International Conference on Composite Materials, Jeju, Südkorea, 2011.
- [96] Barnes, J. A., Cogswell, F. N.: Transverse flow processes in continuous fibre-reinforced thermoplastic composites, *Composites*, 20 (1), 1989, 38-42.
- [97] Rogers, T. G.: Squeezing flow of fibre-reinforced viscous fluids, *Journal of Engineering Mathematics*, 23 (1), 1989, 81-89.
- [98] Ranganathan, S., Advani, S. G., Lamontia, M. A.: A Non-Isothermal Process Model for Consolidation and Void Reduction during In-Situ Tow Placement of Thermoplastic Composites, *Journal of Composite Materials*, 29 (8), 1995, 1040-1062.
- [99] Balasubramanyam, R., Jones, R. S., Wheeler, A. B.: Modelling transverse flows of reinforced thermoplastic materials, *Composites*, 20 (1), 1989, 33-37.
- [100] Lin, H.-R., Advani, S. G.: Processing models and characterization of thermoplastic composite wound parts, *Polymer Composites*, 18 (3), 1997, 405-411.
- [101] Colton, J., Muzzy, J., Birger, S., Yang, H., Norpoth, L.: Processing Parameters for Consolidating PEEK/Carbon Fiber (APC-2) Composites,

- Proceedings of the 49th ANTEC, Society of Plastics Engineers (Hg.), Montreal, Kanada, 5. - 9. Mai 1991, 2013-2014.
- [102] Hoa, S. V.: Consolidation, in Principles of the Manufacturing of Composite Materials, DEStech Publications, Lancaster, USA, 2009, 182-187.
- [103] Ye, L., Lu, M., Mai, Y.-W.: Thermal de-consolidation of thermoplastic matrix composites—I. Growth of voids, Composites Science and Technology, 62 (16), 2002, 2121-2130.
- [104] Ye, L., Chen, Z.-R., Lu, M., Hou, M.: De-consolidation and re-consolidation in CF/PPS thermoplastic matrix composites, Composites: Part A, 36, 2005, 915-922.
- [105] Gutowski, T. G., Morigaki, T., Cai, Z.: The Consolidation of Laminate Composites, Journal of Composite Materials, 21 (2), 1987, 172-188.
- [106] Gutowski, T.G., Cai, Z., Bauer, S., Boucher, D., Kingery, J., Wineman, S.: Consolidation Experiments for Laminate Composites, Journal of composite materials, 21 (7), 1987, 650-669.
- [107] Hoa, S. V.: Deformation of a Bed of Fibers, in Principles of the Manufacturing of Composite Materials, DEStech Publications, Lancaster, USA, 2009, 122-136.
- [108] Muzzy, J., Norpoth, L., Butt, A.: Quantitative analysis of APC-2 consolidation, Proceedings of the 33rd International SAMPE Symposium, 1988, 1331-1341.
- [109] Elias, H.-G.: Fasern, Fäden und Gewebe, in Makromoleküle: Band 4: Anwendungen in Polymeren, 6. Auflage, Wiley-VCH Verlag, 2003, 154-243.
- [110] Carpenter, C. E., Colton, J. S.: On-line consolidation mechanisms in thermoplastic filament winding, 1994, in Pritchard, G. (Hg.), Anti-corrosion Polymers: PEEK, PEKK and Other Polyaryls, Rapra Review Reports. Expert overviews covering the science and technology of rubber and plastics, 7 (8), Report 80, iSmithers Rapra Publishing, Shawbury, England, 1995, 37.

- [111] Shuler, S. F., Advani, S. G.: Transverse squeeze flow of concentrated aligned fibers in viscous fluids, *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 65 (1), 1996, 47-74.
- [112] Silva, J. F., Nunes, J. P., Velosa, J. C., Bernardo, C. A., Marques, A. T.: Thermoplastic matrix towpreg production, *Advances in Polymer Technology*, 29 (2), 2010, 80-85.
- [113] Connor, M.: Consolidation Mechanisms and Interfacial Phenomena in Thermoplastic Powder Impregnated Composites, Dissertation Nr. 1413 an der EPFL, Lausanne, Schweiz, 1995.
- [114] Iyer, S. R., Drzal, L. T.: Manufacture of Powder-Impregnated Thermoplastic Composites, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 3 (4), 1990, 325-355.
- [115] Ye, L., Klinkmüller, V., Friedrich, K.: Impregnation and Consolidation in Composites Made of GF/PP Powder Impregnated Bundles, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 5 (1), 1992, 32-48.
- [116] Ye, L., Friedrich, K., Cutolo, D., Savadori, A.: Manufacture of CF/PEEK composites from powder/sheath fibre preforms, *Composites Manufacturing*, 5 (1), 1994, 41-50.
- [117] Connor, M., Toll, S., Månson, J.-A. E., Gibson, A. G.: A Model for the Consolidation of Aligned Thermoplastic Powder Impregnated Composites, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 8 (2), 1995, 138-162.
- [118] Steggall-Murphy, C., Simacek, P., Advani, S. G., Yarlagadda, S., Walsh, S.: A model for thermoplastic melt impregnation of fiber bundles during consolidation of powder-impregnated continuous fiber composites, *Composites: Part A*, 41 (1), 2010, 93-100.
- [119] Van West, B. P., Pipes, R. B., Keefe, M., Advani, S. G.: The draping and consolidation of commingled fabrics, *Composites Manufacturing*, 2 (1), 1991, 10-22.

- [120] Bernet, N., Michaud, V., Bourban, P.-E., Manson, J.-A. E.: Commingled yarn composites for rapid processing of complex shapes, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 32 (11), 2001, 1613-1626.
- [121] Chang, S. H., Sutcliffe, M. P. F., Sharma, S. B.: Microscopic investigation of tow geometry changes in a woven prepreg material during draping and consolidation, *Composites Science and Technology*, 64 (10-11), 2004, 1701-1707.
- [122] Long, A. C., Wilks, C. E., Rudd, C. D.: Experimental characterisation of the consolidation of a commingled glass/polypropylene composite, *Composites Science and Technology*, 61 (11), 2001, 1591-1603.
- [123] Thomann, U. I.: Modelling for Intimately Commingled Yarns, in *Direct Stamp Forming of Non-Consolidated Carbon/Thermoplastic Fibre Commingled Yarns*, Dissertation an der ETH Zürich, Zentrum für Strukturtechnologien, Zürich, Schweiz, 2003, 35-39.
- [124] Cain, T. A., Wakeman, M. D., Brooks, R., Long, A. C., Rudd, C. D.: Towards an integrated processing model for a co-mingled thermoplastic composite, *Proceedings of ICCM-11*, 1997, 366-376.
- [125] Bernet, N., Michaud, V., Bourban, P. E., Manson, J. A. E.: An Impregnation Model for the Consolidation of Thermoplastic Composites Made from Commingled Yarns, *Journal of Composite Materials*, 33 (8), 1999, 751-772.
- [126] Moeller, E.: Polymere Verbundwerkstoffe, in Moeller, E. (Hg.), *Handbuch Konstruktionswerkstoffe: Auswahl, Eigenschaften, Anwendung*, 2. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, Wien, 2013, 767-786.
- [127] Chawla, K. K.: *Composite Materials: Science and Engineering*, 3. Auflage, Springer-Verlag, New York, USA, 2012, 144-145.
- [128] Beresheim, G.: Thermoplast-Tapelegen – ganzheitliche Prozessanalyse und -entwicklung, IVW-Schriftenreihe, Band 32, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserlautern, Deutschland, 2002.
- [129] Mitschang, P., Christmann, M., Didi, M., Hildebrandt, K., Holschuh, R., Mack, J.: Herausforderungen bei der Verarbeitung kontinuierlich

- faserverstärkter Thermoplaste, in Schledjewski, R. (Hg.), 20. Leobener Kunststoff-Kolloquium: Polymerer Leichtbau, Leoben, Österreich, 2011, 1-9.
- [130] Hinkley, J. A., Marchello, J. M., Messier, B. C.: Thermoplastic Ribbon-Ply Bonding Model, NASA Technical Memorandum 110203, 1996.
- [131] Narnhofer, M., Schledjewski, R., Mitschang, P.: Simulation des kontinuierlichen Schweißprozesses, in Schledjewski, R. (Hg.), 20. Leobener Kunststoff-Kolloquium: Polymerer Leichtbau, Leoben, Österreich, 2011, 19-27.
- [132] Sonmez, F. O., Hahn, H. T.: Thermoviscoelastic Analysis of the Thermoplastic Composite Tape Placement Process, Journal of Thermoplastic Composite Materials, 10 (4), 1997, 381-414.
- [133] Fink, B. K., Gillespie Jr., J. W., Ersoy, N. B.: Thermal Degradation Effects on Consolidation and Bonding in the Thermoplastic Fiber-Placement Process, Army Research Lab Report 2000.
- [134] Mazumdar, S. K.: Methods of Applying Heat and Pressure, in Composites Manufacturing. Materials, Product, and Process Engineering, CRC Press, 2001, o. S.
- [135] Schlottermüller, M., Neitzel, M., Schledjewski, R., Beresheim, G.: Wickel- und Legetechnik, in Neitzel, M., Mitschang, P. (Hg.), Handbuch Verbundwerkstoffe, 1. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, Deutschland, 2004, 243-270.
- [136] Schuster, J., Duhovic, M., Bhattacharyya, D.: Manufacturing and Processing of Polymer Composites, in Bhattacharyya, D., Fakirov, S. (Hg.), Synthetic Polymer-Polymer Composites, Carl Hanser Verlag, München, Deutschland, 2012, 3-36.
- [137] Chapman, T. J., et al.: Prediction of Process-Induced Residual Stresses in Thermoplastic Composites, Journal of Composite Materials, 24 (6), 1990, 616-643.

- [138] Sonmez, F. O., Hahn, H. T., Akbulut, M.: Analysis of Process-Induced Residual Stresses in Tape Placement, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 15 (6), 2002, 525-544.
- [139] Lemarchand, F., Beauchêne, P., Laine, B., Chinesta, F.: A Multi-scale Method to Predict Residual Stress Appearance in the Process of on-line Consolidation of Thermoplastic Composites, *International Journal of Forming Processes*, 10 (4), 2007, 471-498.
- [140] Carreras, E., Kissi, N., Piau, J.-M., Toussaint, F., Nigen, S.: Pressure effects on viscosity and flow stability of polyethylene melts during extrusion, *Rheologica Acta*, 45 (3), 2006, 209-222.
- [141] Nowacki, J.: Prozessanalyse des Umformens und Fügens in einem Schritt von gewebeverstärkten Thermoplasten, IVW-Schriftenreihe, Band 24, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Deutschland, 2001.
- [142] Schmeer, S.: Experimentelle und simulative Analysen von induktionsgeschweißten Hybridverbindungen, in Mitschang, P. (Hg.), IVW-Schriftenreihe, Band 89, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Deutschland, 2009.
- [143] Muhs, D., Wittel, H., Jannasch, D., Voßiek, J.: Schweißverbindungen, in Roloff/Matek *Maschinenelemente: Normung, Berechnung, Gestaltung*, 18. Auflage, Friedrich Vieweg & Sohn Verlag, 2007, 112-185.
- [144] Fernandez Villegas, I., Moser, L., Yousefpour, A., Mitschang, P., Bersee, H.: Process and performance evaluation of ultrasonic, induction and resistance welding of advanced thermoplastic composites, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 26 (8), 2013, 1007-1024.
- [145] Schell, J. S. U., Guilleminot, J., Binetruy, C., Krawczak, P.: Computational and experimental analysis of fusion bonding in thermoplastic composites: Influence of process parameters, *Journal of Materials Processing Technology*, 209 (11), 2009, 5211-5219.

- [146] Ahmed, T. J., Stavrov, D., Bersee, H., Beukers, A.: Induction welding of thermoplastic composites—an overview, *Composites: Part A*, 37 (10), 2006, 1638-1651.
- [147] Da Costa, A. P., Botelho, E. C., Costa, M. L., Narita, N. E., Tarpani, J. R.: A Review of Welding Technologies for Thermoplastic Composites in Aerospace Applications, *Journal of Aerospace Technology & Management*, 4 (3), 2012, 255-265.
- [148] Hümbert, M., Sommer, M., Mitschang, P., Velthuis, R., Rudolf, R.: Fügeverfahren, in Neitzel, M., Mitschang, P., Breuer, U. (Hg.), *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*, 2. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, 2014, 469-504.
- [149] Andrew, W.: Induction Welding, in *Handbook of Plastics Joining: A Practical Guide*, Plastics Design Library, Norwich, NY, USA, 1997, 67-74.
- [150] Mitschang, P., Velthuis, R., Didi, M.: Induction Spot Welding of Metal/CFRPC Hybrid Joints, *Advanced Engineering Materials*, 15 (9), 2013, 804-813.
- [151] AVK - Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V. (Hg.): Schweißen von FVK, in *Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites: Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen*, 4. Auflage, Springer Vieweg Verlag, 2014, Wiesbaden, Deutschland, 531-533.
- [152] Andrew, W.: Ultrasonic Welding, in *Handbook of Plastics Joining: A Practical Guide*, Plastics Design Library, Norwich, NY, USA, 1997, 35-66.
- [153] Grewell, D., Benatar, A.: Semi-empirical, squeeze flow and intermolecular diffusion model. I. determination of model parameters, *Polymer Engineering & Science*, 48 (5), 2008, 860-867.
- [154] Levy, A., Le Corre, S., Chevaugeon, N., Poitou, A.: A level set based approach for the finite element simulation of a forming process involving multiphysics coupling: Ultrasonic welding of thermoplastic composites, *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 30 (4), 2011, 501-509.

- [155] Wang, X., Yan, J., Li, R., Yang, S.: FEM Investigation of the Temperature Field of Energy Director During Ultrasonic Welding of PEEK Composites, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 19 (5), 2006, 593-607.
- [156] Fernandez Villegas, I.: In situ monitoring of ultrasonic welding of thermoplastic composites through power and displacement data, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 14, 2013, 1-20.
- [157] Stavrov, D., Bersee, H.: Resistance welding of thermoplastic composites-an overview, *Composites: Part A*, 2005, 36 (1), 39-54.
- [158] Structural Integrity and Composites. URL: <http://www.lr.tudelft.nl/en/organisation/departments/aerospace-structures-and-materials/structural-integrity-and-composites> (abgerufen am 7. September 2014)

8 Verwendete Symbole und Abkürzungen

Kurzform	Bedeutung
TP	Thermoplast
PEI	Polyetherimid
D_{ic}	Grad des innigen Kontakts („Degree of intimate contact“)
APC-2(a)	Kohlenstofffaser/PEEK (- Laminat)
PEEK	Polyetheretherketon
FEM	Finite-Elemente-Methode (numerisches Verfahren)
PS	Polystyrol
PMMA	Polymethylmethacrylat
SAN	Styrol-Acrylnitril
PC	Polycarbonat
PE	Polyethylen
PP	Polypropylen
DMA	Dynamisch-mechanische Analyse
PSU	Polysulfon
D_{au}	Grad der Autohäsion („Degree of autohesion“)
WLF	Williams-Landel-Ferry (- Beziehung)
ATL	Automatisiertes Tapelegen (Automated Tape Laying)
UD	unidirektional (einachsige Faserverstärkungsrichtung)
D_b	Konsolidierungsgrad („Degree of bonding“)
CF	Carbonfasern/Kohlenstofffasern
ILSS	interlaminare Scherfestigkeit (interlaminar shear strength)
GF	Glasfasern
ERG	Energierichtungsgeber (beim Ultraschallschweißen)

9 Abbildungsverzeichnis

<i>Abbildung 1: Temperatur- und Druckprofil bei der Verarbeitung von teilkristallinen thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen.[2].....</i>	<i>2</i>
<i>Abbildung 2: Mechanismen bei der Konsolidierung.[18].....</i>	<i>4</i>
<i>Abbildung 3: Molekulare Durchdringung infolge der Diffusion von Polymerketten.[20].....</i>	<i>5</i>
<i>Abbildung 4: Abhängigkeit des Grades des innigen Kontakts von Verarbeitungstemperatur und Kontaktzeit beim Fügen von zwei Platten aus Polyamid 12.[27]... </i>	<i>9</i>
<i>Abbildung 5: Modellierung der Oberflächenrauheit mit quaderförmigen Elementen nach Dara/Loos.[32].....</i>	<i>9</i>
<i>Abbildung 6: Idealisierte Beschreibung der Oberflächenrauheit durch quaderförmige Elemente mit gleicher Grundfläche nach Lee/Springer.[29].....</i>	<i>10</i>
<i>Abbildung 7: Zeit bis zum Erreichen eines vollständigen innigen Kontakts (t_{ic}) in Abhängigkeit der ursprünglichen Oberflächenrauheit (w_0/b_0) für APC-2.[34].....</i>	<i>11</i>
<i>Abbildung 8: Druckverhältnisse an einer Pore im thermoplastischen Material.[3] 18</i>	
<i>Abbildung 9: Reptationsmodell mit Röhren als topologische Zwangsbedingungen für die Seitwärtsbewegung der Polymerketten.[28].....</i>	<i>21</i>
<i>Abbildung 10: Reptationsbewegung eines Kettenendes.[49].....</i>	<i>22</i>
<i>Abbildung 11: Kettenmigration aus der ursprünglichen Röhre.[34].....</i>	<i>22</i>
<i>Abbildung 12: Länge der „Minor Chains“.[58].....</i>	<i>26</i>
<i>Abbildung 13: Durchdringungstiefe x einer Polymerkette an der Kontaktfläche der Fügepartner.[49].....</i>	<i>29</i>
<i>Abbildung 14: Qualitative, systematische Darstellung der Modelle für die Ausbildung der Autohäsion.....</i>	<i>40</i>
<i>Abbildung 15: Ausbildung des innigen Kontakts mit der Zeit nach dem schrittweisen Berechnungsmodell von Ageorges et al.[83].....</i>	<i>45</i>

<i>Abbildung 16: Grad des innigen Kontakts (D_{ic}) und Konsolidierungsgrad (D_b) bei der Konsolidierung eines APC-2-Laminats.[34].....</i>	<i>47</i>
<i>Abbildung 17: Phänomene, die den Konsolidierungsprozess beeinflussen.[27]...</i>	<i>49</i>
<i>Abbildung 18: Transversaler Matrixfluss bei der Bulk Consolidation von Tapes.[2]</i>	<i>57</i>
<i>Abbildung 19: Geometrische Deformation eines thermoplastischen Tapes im Zuge der Bulk Consolidation.[1]</i>	<i>57</i>
<i>Abbildung 20: Zunahme der Packungsdichte der Fasern aufgrund des transversalen Matrixflusses bei der Bulk Consolidation.[58]</i>	<i>58</i>
<i>Abbildung 21: Dickenabnahme eines Tapes infolge des Konsolidierungsdrucks.[2]</i>	<i>61</i>
<i>Abbildung 22: Bulk Consolidation von thermoplastischen Towpregs.[114]</i>	<i>64</i>
<i>Abbildung 23: Quantitatives Modell für die Bulk Consolidation von Towpregs nach Connor et al.[117].....</i>	<i>65</i>
<i>Abbildung 24: Quantitatives Modell für die Bulk Consolidation von Towpregs nach Steggall-Murphy et al.[118]</i>	<i>66</i>
<i>Abbildung 25: Idealisierter Querschnitt eines Commingling-Hybridgarns.[58].....</i>	<i>67</i>
<i>Abbildung 26: Realer Querschnitt eines Commingling-Hybridgarns und sein Konsolidierungsprozess.[120]</i>	<i>68</i>
<i>Abbildung 27: Prinzipien des Thermoplast-Tapelegeprozesses.[16].....</i>	<i>71</i>
<i>Abbildung 28: Physikalische Prozessschritte beim Thermoplast-Tapelegen.[16].</i>	<i>71</i>
<i>Abbildung 29: Einebnen der Oberflächenrauheit und Ausbildung des innigen Kontakts durch die Kompaktierungsrolle beim Thermoplast-Tapelegen.[3]</i>	<i>73</i>
<i>Abbildung 30: Veränderung des Porengehalts (der Lage 01) durch die schrittweise Konsolidierung im Zuge des fortlaufenden Ablegens beim Tapelegeprozess.[3].</i>	<i>77</i>
<i>Abbildung 31: Viskositätskurve für Victrex® PEEK 150PF bei verschiedenen Schmelzetemperaturen.[3]</i>	<i>83</i>

Abbildung 32: Modellvorstellung der Geometrie- und Fließverhältnisse beim Tapelegeprozess.[16]..... 84

Abbildung 33: Induktionsschweißen von thermoplastischen Werkstoffen.[148] ... 87

Abbildung 34: Ultraschallschweißen von thermoplastischen Werkstoffen.[148]... 88

Abbildung 35: Modell für das transversale Fließen eines schmelzflüssigen Rauheitspeaks nach Grewell und Benatar.[92] 89

Abbildung 36: Schmelzen und Fließen eines thermoplastischen Energierichtungsgebers beim Ultraschallschweißen.[93]..... 90

Abbildung 37: Widerstandsschweißen von thermoplastischen Werkstoffen.[157] 92

10 Tabellenverzeichnis

<i>Tabelle 1: Modelle für die Konsolidierung von thermoplastischen Werkstoffen....</i>	52
<i>Tabelle 2: Einflussparameter und ihre Auswirkungen auf den Konsolidierungsprozess von thermoplastischen Werkstoffen.[24].....</i>	55
<i>Tabelle 3: Modelle für die Laminatverdichtung beim Thermoplast-Tapelegen.[1, 3].....</i>	76
<i>Tabelle 4: Typische Verfahren zum Thermoplastschweißen.[142].....</i>	86
<i>Tabelle 5: Auflistung der aktuellen Arbeitsgruppen.</i>	93