

INSTITUT FÜR  
VERBUNDWERKSTOFFE GMBH



Schriftenreihe

Band 10

Reiner Rudolf

**Entwicklung einer neuartigen Prozess- und  
Anlagentechnik zum wirtschaftlichen Fügen  
von thermoplastischen Faser-Kunststoff-  
Verbunden**

Prof. Dr.-Ing. Manfred Neitzel (Hrsg.)



UNIVERSITÄT  
KAISERSLAUTERN

# IVW - Schriftenreihe Band 10

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

---

Reiner Rudolf

Entwicklung einer neuartigen Prozess- und Anlagentechnik zum wirtschaftlichen Fügen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden

**Institut für  
Verbundwerkstoffe GmbH**

Die Deutsche Bibliothek – CIP-Einheitsaufnahme

*Rudolf, Reiner:*

Entwicklung einer neuartigen Prozess- und Anlagentechnik zum wirtschaftlichen Fügen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden / Reiner Rudolf. – Kaiserslautern : IVW, 2001

(IVW-Schriftenreihe ; Bd. 10)

Zugl.: Kaiserslautern, Univ., Diss., 2000

ISBN 3-934930-06-9

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH  
Erwin-Schrödinger-Straße  
Universität Kaiserslautern, Gebäude 58  
67663 Kaiserslautern

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

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

D-386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2000

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

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 1615-021X  
ISBN 3-934930-06-9

## **Entwicklung einer neuartigen Prozess- und Anlagentechnik zum Fügen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden**

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

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

von

Dipl.-Ing. Reiner Rudolf  
aus Wolfhagen

Tag der mündlichen Prüfung: 27. November 2000

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. W. Brockmann  
Referent: Prof. Dr.-Ing. M. Neitzel  
Korreferenten: Prof. Dr.-Ing. G. Ziegmann  
Dr.-Ing. P. Mitschang

D 386

**Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 1996 bis 2000 neben meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH in Kaiserslautern.

Meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. Manfred Neitzel, danke ich für die Initiierung der Arbeit und das entgegengebrachte Vertrauen. Für die Übernahme des Korreferates und die anregende Diskussion bedanke ich mich bei Prof. Dr.-Ing. Gerhard Ziegmann, Technische Universität Clausthal-Zellerfeld. Besonderer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. Peter Mitschang, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, für die Übernahme des Korreferates sowie für die ständige Diskussionsbereitschaft und sein großes Interesse am Fortgang der Arbeit. Weiterhin gilt mein Dank Herrn Prof. Dr.-Ing. Walter Brockmann, Universität Kaiserslautern, für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission.

Allen Kolleginnen und Kollegen der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, studentischen Hilfskräften sowie Studien- und Diplomarbeitern, die mich bei meiner Arbeit unterstützten, gilt an dieser Stelle ebenfalls mein Dank. Besonders bedanken möchte ich mich bei den Kollegen Martin Latrille für die zahlreichen wissenschaftlichen Diskussionen und seine wertvollen Anregungen zur Arbeit, sowie bei Stefan Giehl und Volker Disandt für die überdurchschnittliche Unterstützung beim Aufbau der Anlagentechnik und Durchführung der Experimente.

Ein Teil der Arbeit wurde aus Mitteln der Stiftung Rheinland-Pfalz für Innovation finanziert, wofür ich mich bedanke. Weiterhin möchte ich mich bei der DaimlerChrysler Aerospace Airbus GmbH (Bremen) bedanken, die als industrieller Kooperationspartner ebenfalls Teile der Arbeit finanziell unterstützt hat. Für die Leihgabe der Vibrationsschweißmaschine sei an dieser Stelle der Fa. Branson Ultraschall GmbH (Dietzenbach) gedankt.

Ganz besonderer Dank gilt meinen Eltern, die mir meine Ausbildung finanziert und mich stets bei meiner Arbeit unterstützt haben.

Leverkusen, im Dezember 2000

Reiner Rudolf

## Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen .....	IV
Abkürzungen .....	VIII
Abstract .....	IX
1 Einleitung .....	1
1.1 Der Markt für Faser-Kunststoff-Verbunde .....	1
1.2 Bedeutung der Verbindungstechnik für thermoplastische Faser-Kunststoff-Verbunde .....	2
2 Stand der Technik .....	4
2.1 Schweißen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden .....	4
2.2 Kleben von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden .....	9
2.3 Nieten von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden .....	10
3 Aufgabenstellung und Zielsetzung .....	11
4 Bewertung und Auswahl von Schweißverfahren für thermoplastische Hochleistungs-Faserverbunde .....	12
5 Geeignete Prüfmethode für geschweißte Verbindungen .....	15
5.1 Zugscherversuch .....	15
5.2 Ultraschallprüfung .....	20
5.3 Mikroskopie .....	21
5.4 Prüfung der interlaminaeren Scherfestigkeit .....	21
6 Vibrationsschweißen .....	24
6.1 Stand der Technik und Technologie des Vibrationsschweißens .....	24
6.2 Einflüsse der Prozessparameter .....	26
6.2.1 Fügweg .....	27
6.2.2 Schweißdruck .....	27
6.2.2.1 Variabler Schweißdruck .....	31
6.3 T-Profile .....	32
6.4 Fazit .....	39
7 Induktionsschweißen .....	40
7.1 Prinzip der induktiven Erwärmung und Stand der Technik .....	40
7.2 Prozessführung beim kontinuierlichen Induktionsschweißprozess (KIS) .....	43
7.3 Einflüsse der Prozessparameter .....	47
7.3.1 Feldgeometrie bzw. Induktorgeometrie .....	47
7.3.2 Feldfrequenz .....	53
7.3.3 Generatorleistung .....	54
7.3.4 Induktorposition .....	55
7.3.5 Vorschubgeschwindigkeit .....	57
7.3.6 Temperaturverteilung im Laminat .....	58
7.3.7 Einfluss der textilen Verstärkungsstruktur .....	72
7.4 Maximal tolerierbare Temperatur hinter der Anpressrolle .....	79

7.5 Thermodynamische Modellierung des KIS .....	81
7.5.1 Finite Elemente Modell der induktiven Erwärmung .....	83
7.5.2 Modellierung der Abkühlphasen beim KIS .....	88
7.6 Qualitätssicherungskonzept .....	95
7.7 Einfluss der Prozessparameter auf die Schweißnahtfestigkeit .....	100
7.7.1 Vergleich zum Kleben und Nieten .....	107
8 Verfahrensvergleich Vibrations-/Induktionsschweißen .....	110
9 Vorgehensweise bei der Prozessparameterbestimmung .....	113
9.1 Vibrationsschweißen .....	113
9.2 Induktionsschweißen .....	113
10 Ausblick .....	118
11 Zusammenfassung .....	119
12 Anhang .....	121
12.1 Charakteristik einiger wichtiger Schweißverfahren .....	121
12.2 Kennwerte der untersuchten Werkstoffe .....	123
12.3 Technische Daten der verwendeten Schweißanlagen .....	124
12.4 Messung des spezifischen elektrischen Widerstandes von CF-PPS .....	125
12.5 Messung der Wärmeleitfähigkeit des untersuchten CF-PPS Laminates .....	126
12.6 Spezifische Wärmekapazität des untersuchten CF-PPS Laminates .....	128
13 Literatur .....	129

## Formelzeichen

Kurzform	Einheit	Bedeutung
$\vec{H}$	[A·m <sup>-1</sup> ]	Vektor der magnetischen Feldstärke
$\vec{r}$	[m]	Ortsvektor
$\vec{l}$	[m]	Längenvektor einer Geraden
$\dot{Q}_{ind}$	[W]	durch Induktionserwärmung generierter Wärmestrom
$\vec{F}$	[N]	Kraftvektor
$\vec{F}_n$	[N]	Kraftnormalenvektor
$\hat{x}$	[mm]	Vibrationsamplitude
a	[mm]	Abstand zwischen Induktor und Laminatoberseite
a <sub>0</sub> , a <sub>1</sub>	variabel	Konstanten
A	[m <sup>2</sup> ]	Fläche
A <sub>Kontakt</sub>	[mm <sup>2</sup> ]	Kontaktfläche
A <sub>z</sub>	[mm <sup>2</sup> ]	Reibfläche beim Vibrationsschweißen
b	[mm]	Abstand zwischen Induktor und Anpressrolle
b <sub>0</sub> , b <sub>1</sub> , b <sub>2</sub>	variabel	Konstanten
B	[T]	magnetische Flussdichte
B	[mm]	Probekörperbreite
c	[mm]	Lage der neutralen Faser
c <sub>p</sub>	[J·kg <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ]	spezifische Wärmekapazität bei konstantem Druck
d	[mm]	Nietlochdurchmesser
D	[mm]	Probekörperdicke
e	[mm]	Randabstand des Nietloches
E	[MPa]	Elastizitätsmodul
E <sub>F</sub>	[MPa]	Elastizitätsmodul des Fügeitwerkstoffes
f	[Hz]	Frequenz
f <sub>G</sub>	[1]	Gewebefaktor
F <sub>z</sub>	[N]	Schweißkraft
G	[MPa]	Schubmodul
G <sub>IK</sub>	[1]	Grad des innigen Kontaktes
h	[mm]	Klebschichtdicke
H	[A·m <sup>-1</sup> ]	magnetische Feldstärke
H	[mm]	Probekörperhöhe
i	[A]	zeitlich veränderlicher elektrischer Strom
i	[1]	Laufvariable

Kurzform	Einheit	Bedeutung
i <sub>ind</sub>	[A]	zeitlich veränderlicher induzierter Strom
I	[A]	Stromamplitude
I	[m <sup>4</sup> ]	Flächenträgheitsmoment
I <sub>eff</sub>	[A]	Effektivwert der Stromstärke
ILS	[MPa]	interlaminare Scherfestigkeit
j	[A·m <sup>-2</sup> ]	Stromdichte
j	[1]	Laufvariable
k <sub>GR</sub>	[1]	Exzentrizitätsfaktor nach Goland/Reissner
L	[mm]	Schenkellänge der einfach überlappten Zugscherproben
L <sub>Kontakt</sub>	[m]	Kontaktlänge
l <sub>Rolle</sub>	[mm]	Rollenkontaktlänge in Vorschubrichtung
L <sub>Ü</sub>	[mm]	Überlappungslänge
L <sub>x,y,z</sub>	[m]	Kantenlänge des Volumens für das thermodynamische Modell
m	[kg]	Masse
p	[MPa]	Druck
P	[W]	Leistung
P <sub>Wirk</sub>	[W]	Wirkleistung
Q	[J]	Wärme
r	[mm]	Abstand des Schwerpunktes von der neutralen Faser
R <sub>f</sub>	[Ω]	elektrischer Widerstand einer Verstärkungsfaser
s	[mm]	Länge des induktiv erwärmten Volumens in Vorschubrichtung
s	[mm]	Dicke der Zusatzschicht zur Modellierung des Wärmetübergangs- koeffizienten
S	[mm]	Lage des Schwerpunktes
t	[s]	Zeit
t <sub>p</sub>	[s]	Periodendauer
T <sub>g</sub>	[°C]	Glasübergangstemperatur
t <sub>r</sub>	[s]	Reptation-Zeit
u <sub>ind</sub>	[V]	induzierte Spannung
v	[mm·s <sup>-1</sup> ]	Vorschubgeschwindigkeit
V	[m <sup>3</sup> ]	Volumen
W	[J]	Arbeit
x	[m]	Längenkoordinate
y	[m]	Längenkoordinate
z	[m]	Längenkoordinate
Δθ	[°C]	Temperaturdifferenz
Δθ <sub>rel</sub>	[1]	relative Temperaturdifferenz

Kurzform	Einheit	Bedeutung
$\vartheta$	[°C]	Temperatur
$\vartheta_0$	[°C]	Anfangstemperatur
$\vartheta_{01}(t)$	[°C]	Temperatur-Zeitverlauf von $\vartheta_0$ bis $\vartheta_1$
$\vartheta_1$	[°C]	maximale Laminattemperatur beim kontinuierlichen Induktionsschweißprozess
$\vartheta_{12}(t)$	[°C]	Temperatur-Zeitverlauf von $\vartheta_1$ bis $\vartheta_2$
$\vartheta_2$	[°C]	Laminattemperatur bei Erreichen der Anpressrolle
$\vartheta_{23}(t)$	[°C]	Temperatur-Zeitverlauf von $\vartheta_2$ bis $\vartheta_3$
$\vartheta_3$	[°C]	Laminattemperatur nach Verlassen der Anpressrolle
$\vartheta_4$	[°C]	Laminattemperatur nach Rollenkühlung und Temperatenausgleich
$\vartheta_{\text{innen}}$	[°C]	Temperatur in der Fügezone
$\vartheta_{\text{max}}$	[°C]	maximale Temperatur
$\vartheta_{\text{oben}}$	[°C]	Temperatur auf der Probekörperoberseite
$\vartheta_{\text{Rekr}}$	[°C]	Rekristallisationstemperatur
$\vartheta_S$	[°C]	Schmelztemperatur
$\vartheta_U$	[°C]	Umgebungstemperatur
$\vartheta_{\text{unten}}$	[°C]	Temperatur auf der Probekörperunterseite
$\vartheta_V$	[°C]	Verarbeitungstemperatur
$\vartheta_W$	[°C]	Werkstückträgertemperatur
$\vartheta_Z$	[°C]	Zersetzungstemperatur
$\Theta$	[1]	dimensionslose Temperatur
$\alpha$	[W·m <sup>-2</sup> ·K <sup>-1</sup> ]	Wärmeübergangskoeffizient
$\alpha_{\text{eff}}$	[W·m <sup>-2</sup> ·K <sup>-1</sup> ]	effektiver Wärmeübergangskoeffizient
$\beta$	[°]	Winkel
$\beta$	[1]	Kennwert für die Schubspannungsberechnung nach Golland/Reissner
$\delta$	[m]	Stromeindringtiefe bei der magnetischen Induktion
$\varepsilon$	[1]	Emissionsgrad
$\varphi$	[Vol-%]	Faservolumenanteil
$\varphi_{\text{II}}$	[Vol-%]	Faservolumenanteil in Messrichtung
$\lambda$	[W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ]	Wärmeleitfähigkeitskoeffizient
$\mu$	[1]	Reibwert
$\mu$	[H·m <sup>-1</sup> ]	magnetische Permeabilität
$\mu_0$	[H·m <sup>-1</sup> ]	magnetische Feldkonstante ( $\mu_0=1,256 \cdot 10^{-6}$ )

Kurzform	Einheit	Bedeutung
$\mu_{\text{GR}}$	[1]	Kennwert für die Schubspannungsberechnung nach Golland/Reissner
$\mu_r$	[1]	Permeabilitätszahl
$\nu_F$	[1]	Querkontraktionszahl des Fügepartikelwerkstoffes
$\rho$	[kg·m <sup>-3</sup> ]	Dichte
$\rho_{\perp}$	[Ω·m]	spezifischer elektrischer Widerstand in Laminatdickenrichtung
$\rho_{\parallel}$	[Ω·m]	spezifischer elektrischer Widerstand in der Laminatenebene senkrecht zur Dickenrichtung
$\rho_{el}$	[Ω·m]	spezifischer elektrischer Widerstand
$\sigma$	[MPa]	Festigkeit
$\sigma$	[S·m <sup>-1</sup> ]	elektrische Leitfähigkeit
$\sigma_{\infty}$	[MPa]	maximale Festigkeit
$\sigma_b$	[MPa]	Biegefestigkeit
$\sigma_z$	[MPa]	Zugfestigkeit
$\tau$	[MPa]	Schubspannung
$\tau$	[s]	Zeitkonstante
$\tau_{\text{m}}$	[MPa]	mittlere Schubspannung
$\omega$	[Hz]	Kreisfrequenz

## Abkürzungen

Kurzform	Bedeutung
A	Atlas
APC	Aromatic Polymer Composite
CF	Kohlenstofffaser
CFK	kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
DIN	Deutsches Institut für Normung
DSC	Differential Scanning Calorimetry (dt. Differenzial-Kalorimetrie)
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FRP	Fibre Reinforced Plastics
GF	Glasfaser
GFK	glasfaserverstärkter Kunststoff
GMT	glasmattenverstärkter Thermoplast
HE	Heizelementschweißen
HF	Hochfrequenzschweißen
IND	Induktionsschweißen
KIS	kontinuierlicher Induktionsschweißprozess
LAS	Laserschweißen
Lw	Leinwand
PA	Polyamid
PEEK	Polyetheretherketon
PID	Proportional-Integral-Differenzial Regler
PP	Polypropylen
PPS	Polyphenylsulfid
PTFE	Polytetrafluorethylen
PVC	Polyvinylchlorid
QS	Qualitätssicherung
QSS	Qualitätssicherungs-System
RT	Raumtemperatur
TGA	Thermogravimetrische Analyse
US	Ultraschallschweißen
VIB	Vibrationsschweißen
WID	Widerstandsschweißen

## Abstract

The demand for material, energy and weight saving in many industrial fields promotes the use of novel lightweight construction materials like fibre reinforced plastics (FRP). FRP with thermoplastic matrices provide a high potential for lightweight construction together with the possibility of process automation, a good medium resistance, a favourable impact behaviour and good recyclability. However, the employment of these materials raises joining problems since usual joining technologies can scarcely be used. Preliminary studies showed that welding technologies are superior to the conventional joining technologies riveting and adhesive bonding with regard to the mechanical seam properties.

Therefore, the aim of the present work was the development of plant configurations and process windows for welding thermoplastic FRP with which a material and component spectrum as big as possible can be joined economically. The investigated materials were fabric reinforced thermoplastics (polypropylene, polyamide 12, polyamide 6.6 and polyphenylene sulphide) with glass fibre and/or carbon fibre reinforcement and fibre volume fractions above 35%.

The evaluation of the existing welding technologies with regard to technological, economical and ecological aspects showed that vibration welding and induction welding are most suitable to welding of thermoplastic FRP. Therefore, these two welding technologies were investigated in detail in the present work.

For vibration welding the parameter influences determined in different works on unreinforced thermoplastics were confirmed qualitatively. However, for the examined fabric reinforced thermoplastics the process parameters differed quantitatively compared to those for unreinforced thermoplastics. The optimum welding pressure as well as the necessary welding time were three times that for unreinforced thermoplastics. Despite the abrasion of the reinforcing fibres due to the friction forces, a very good tensile shear strength was achieved. For a glass-fibre fabric reinforced polyamide 12, for example, a weld factor of 1 was achieved. A process-controlled welding pressure reduction during the vibration phase 3, which was proposed for unreinforced thermoplastics, was integrated into a developed system controller programme. In this the melt displacement course is analysed online and the pressure is reduced automatically. For T-profiles with welded braces of glass-fibre reinforced polypropylene this procedure led to an essential strength and rigidity increase. However, for single lap joints of FRP no strength increase could be observed.



As technological and economical alternative to the vibration welding technology, a continuous induction welding process was developed, the necessary plant was built and the process was analysed and modelled. Current flow in the laminate was identified as the dominant mechanism of induction heating of carbon-fibre fabric reinforced plastics, due to the contact of the crossing fibre bundles. The essential quality relevant feature of the developed process is the course of the laminate temperature during the four process phases. This was analysed and the influencing process parameters were determined and quantified.

A simple model based on fibre contact in the laminate was developed, with which the necessary induction heating time for different laminate structures was estimated. The differing fibre contact areas in the different fabrics were considered by the introduction of a fabric factor. In order to obtain a more exact determination of the temperature distribution in the laminate a finite element model was developed. With this model the temperature distribution and the absolute temperature in carbon-fibre reinforced laminates during induction heating were predicted. It was sufficient to model the inhomogeneous laminate in a simplified manner as monolithic material with anisotropic properties. The three cooling phases were modelled with Fourier's law of thermal conduction in its three-dimensional form, which was solved with the Binder-Schmidt explicit method. The difference between measured and calculated values was less than 10 %. With the developed models it is possible to determine optimum process parameters with the aid of a few easy preliminary experiments.

Like for vibration welding optimum process windows for carbon-fibre and glass-fibre reinforced thermoplastics were developed for induction welding, too. The achieved tensile shear strength of induction welded single lap joints was only slightly lower than that of vibration welded specimens concerning equivalent laminates.

Finally, the developed welding technologies were compared with each other regarding technological and economical aspects. It was found that vibration and induction welding complement each other very well. Vibration welding should be used for mass production and simple shaped parts with small to medium sizes, while induction welding is more suitable for small series of parts with almost any shape and size.

## 1 Einleitung

### 1.1 Der Markt für Faser-Kunststoff-Verbunde

Der europäische Markt und der Weltmarkt für Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) werden derzeit von solchen mit duroplastischen Matrixsystemen dominiert, deren Anteil etwa 70 % beträgt. Die durchschnittlichen Wachstumsraten der thermoplastischen FKV übersteigen jedoch seit 1991 mit durchschnittlich 12 % die der duroplastischen mit lediglich 4 % deutlich (vgl. Bild 1.1) [1].

Marktindex [1991=100]

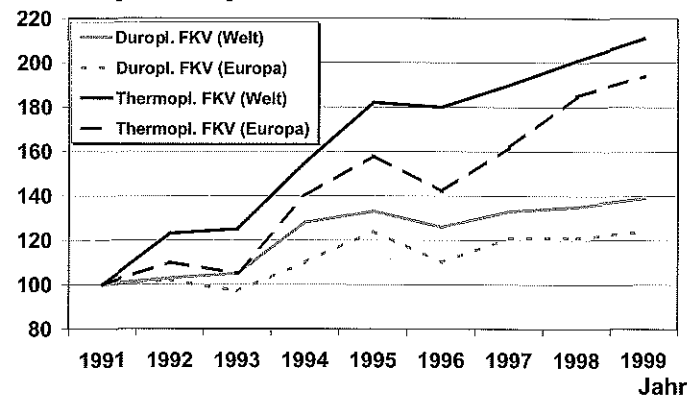
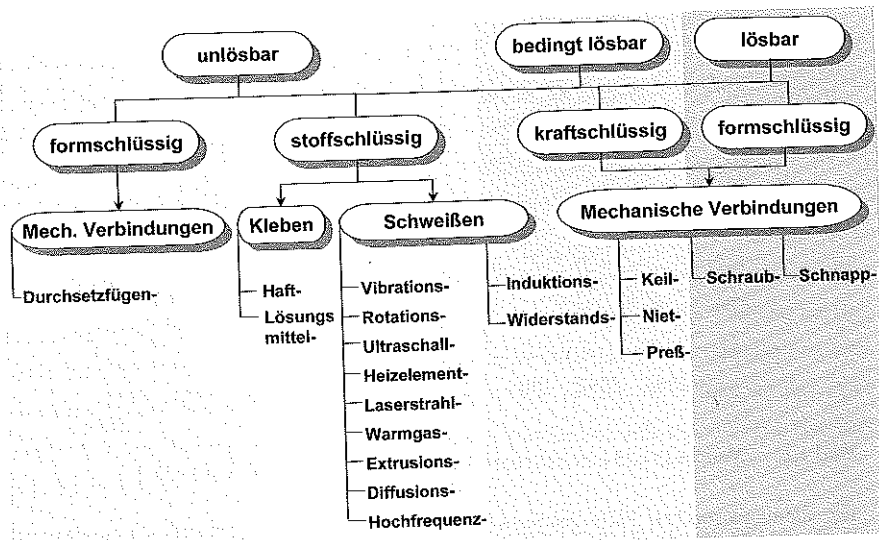


Bild 1.1: Weltmarkt und europäischer Markt für Faser-Kunststoff-Verbunde [1]

Die thermoplastischen FKV zeichnen sich gegenüber den duroplastischen besonders durch kürzere Zykluszeiten bei der Bauteilherstellung, bessere Fertigungsautomatisierbarkeit und gute Rezyklierbarkeit aus [2]. Anwendung finden FKV derzeit hauptsächlich in der Luftfahrtindustrie, der Automobilindustrie und der Elektroindustrie [3]. Dabei stehen sich die Marktanforderungen teilweise diametral gegenüber. Während in der Luftfahrtindustrie die Kleinserienproduktion meist großer und komplexer Bauteile überwiegt, dominiert in der Automobilindustrie Massenproduktion kleiner bis mittelgroßer Strukturen. Damit unterscheiden sich auch die Anforderungen an Wirtschaftlichkeit und Technologie der einzusetzenden Fertigungsverfahren erheblich.

Bauteile aus thermoplastischen Hochleistungs-Faserverbunden (Faseranteil größer 35 Vol.-%) werden zumeist durch Umformung hergestellt. Da mit der Umformung aus technologischen und ökonomischen Gründen der hohe Grad an Funktionsintegration, wie er bei den duroplastischen FKV möglich ist, nicht realisiert werden kann, besitzen die umgeformten Bauteile in der Regel eine einfache Geometrie. Die Gesamtstruktur wird dann durch das Zusammenfügen mehrerer einfacher Einzelteile aufgebaut [4]. Daher kommt der Verbindungstechnik eine entscheidende

Rolle im Fertigungsprozess für thermoplastische FKV zu. Sie muss einerseits gewährleisten, dass die Fügestellen die in der Regel hohen Bauteilbelastungen ertragen, und dass andererseits die wirtschaftlichen Anforderungen erfüllt werden. Es stehen eine Reihe von Verbindungstechniken zur Verfügung, die in der Regel für die Verbindung von unverstärkten Kunststoffen oder Metallen entwickelt wurden (Bild 1.2). Während für duroplastische FKV nur mechanische Verbindungstechniken und Kleben möglich sind, stehen für die thermoplastischen FKV zusätzlich die Schweißverfahren zur Verfügung. Eine direkte Übertragbarkeit ist allerdings in der Regel nicht möglich.

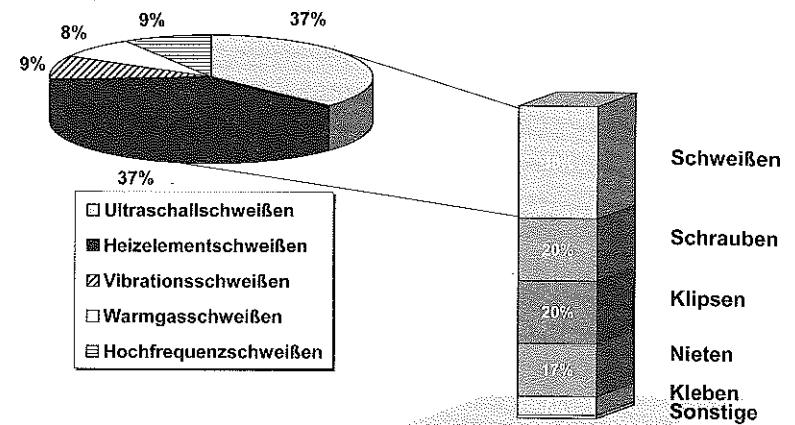


**Bild 1.2:** Einteilung der Fügeverfahren für Thermoplaste und thermoplastische FKV (Auswahl)

**1.2 Bedeutung der Verbindungstechnik für thermoplastische Faser-Kunststoff-Verbunde**

Ein ausgeprägter Markt für die Verbindungstechnik von thermoplastischen FKV existiert bisher nicht. Dies liegt hauptsächlich daran, dass die Marktdurchdringung dieser Werkstoffklasse im Vergleich zu den unverstärkten Thermoplasten und duroplastischen FKV noch gering ist. Daher wird an dieser Stelle auf den Markt für unverstärkte Thermoplaste eingegangen. Eine vom Gesamtverband kunststoffverarbeitende Industrie (GKV) durchgeführte Umfrage ergab die in Bild 1.3 dargestellte Verteilung der Fügeverfahren für Thermoplastbauteile. Dieses Umfrageergebnis ist allerdings nicht statistisch abgesichert und nur tendenziell zu sehen. Es zeigt sich

jedoch, dass die Schweißverfahren eindeutig den größten Anteil am gesamten Thermoplast-Fügeverfahrenmarkt besitzen.



**Bild 1.3:** Häufigkeit eingesetzter Verfahren zum Fügen von Kunststoffbauteilen (Basis: 40 Firmen aus 6 Branchen; Stand: 1990) (nach [5])

## 2 Stand der Technik

### 2.1 Schweißen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden

Die Verschweißung von Thermoplasten und thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden erfolgt durch Kontaktierung der zu fügenden Oberflächen, Elimination der Grenzfläche durch Interdiffusion der Makromoleküle und anschließende Konsolidierung.

In der Literatur werden zwei Mechanismen identifiziert, die zur Ausbildung der Fügenahtfestigkeit beitragen: *inniger Kontakt* und *Autohäasion*. Inniger Kontakt charakterisiert die Größe der Oberfläche, die zu einer bestimmten Zeit an der Grenzfläche der Fügepartner in physikalischem Kontakt steht. Autohäasion bezieht sich auf die Diffusion der Makromolekülketten über die Grenzfläche der Fügepartner. Die Diffusion ist zwar der entscheidende Faktor bei der Ausbildung der Fügenahtfestigkeit, jedoch kann keine Diffusion stattfinden, wenn die Oberflächen nicht in Kontakt stehen. Somit sind beide Mechanismen für die Verschweißung zu berücksichtigen.

Der Grad des innigen Kontaktes  $G_{ik}$  hängt ab von der relativen Oberflächenrauigkeit, der Temperatur, dem äußeren Druck auf die Grenzfläche der Fügepartner und der Zeit. Die entwickelten Modelle zur Beschreibung des innigen Kontaktes basieren auf der Schmelzflussanalyse und geometrischen Überlegungen, wobei verschiedene Vereinfachungen getroffen werden, wie z.B. die Annäherung der realen Oberfläche durch rechteckige Elemente [6] oder die Annahme konstanter Werte für Temperatur und Druck [7]. Die durch den äußeren Druck hervorgerufene Veränderung der Fügepartioberflächen lässt sich durch ein temperaturabhängiges viskoelastisches Verhalten der Matrix beschreiben, welches einer Arrhenius-Beziehung folgt [8]. Ein neueres Modell erweitert die bestehenden um die Einführung zeitvarianter Eigenschaften und Randbedingungen [9]. Für CF-PEEK (Schmelzpunkt: 343 °C) wurde bei einer Temperatur von 330 °C und einem Druck von 0,7 MPa eine Zeit von einer Minute gemessen, um  $G_{ik} = 99,2\%$  zu erzielen [6].

Autohäasion ist ein temperaturabhängiges Phänomen, welches durch die Migration der Molekülketten über die in innigem Kontakt stehende Grenzfläche bestimmt wird. Die Autohäasionstheorie basiert auf der von de Gennes entwickelten *Reptation*-Theorie (von lat. reptare - kriechen) für amorphe Thermoplaste [10, 11]. Diese Theorie besagt, dass jedes Makromolekül in einer Polymerschmelze durch die sterischen Effekte der Nachbarmoleküle in einer gedachten Röhre festgehalten wird. Durch Brownsche Bewegung der Kettenenden kann diese Röhre überwunden werden. Der Zeitpunkt, bei dem das Molekül seine ursprüngliche Position vollständig verlassen hat, wird als *Reptation-Zeit*  $t_r$  bezeichnet. Übertragen auf die Schmelzefusion zweier Fügepartner bedeutet dies, dass nach Erreichen von  $t_r$  vollständige Diffusion vorliegt und die Grenzfläche verschwindet.  $t_r$  beträgt für PEEK bei 400 °C in der Fügezone beispielsweise 0,11 Sekunden [12].

Die Autohäasionstheorie verknüpft nun die mikroskopischen Effekte der *Reptation*-Theorie mit makroskopischen Effekten wie der Fügenahtfestigkeit. Es wurde ermittelt und experimentell bestätigt [13, 14], dass die erzielte Fügenahtfestigkeit  $\sigma$  der Beziehung

$$\frac{\sigma}{\sigma_{\infty}} = \sqrt{\frac{t}{T_r}} \quad (2.1)$$

folgt.

Nicht-isotherme Prozesse lassen sich durch Unterteilung der gesamten Prozesszeit in kleinere, quasi-isotherme Intervalle modellieren, wobei Gleichung 2.1 als Summe geschrieben wird [15]. Durch die Verwendung eines gekoppelten Modells wird es möglich, die zeitlichen Anteile der beiden Mechanismen inniger Kontakt und Autohäasion am gesamten Schweißprozess zu identifizieren. Das Widerstandsschweißen beispielsweise ist dominiert vom Mechanismus des innigen Kontaktes, wobei die Zeit zur Erzielung vollständigen innigen Kontaktes um 5 Größenordnungen größer ist als die Zeit  $t_r$  zur Erzielung einer vollständigen Diffusion [16].

Neben den beschriebenen Grundlagenuntersuchungen wurden seit Mitte der 80er Jahre zahlreiche experimentelle Studien zum Schweißen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden mit verschiedenen Schweißverfahren durchgeführt. Die verwendeten Verfahren wurden ausnahmslos für das Schweißen von unverstärkten Thermoplasten entwickelt und unterscheiden sich prinzipiell nur durch die Art der Wärmeerzeugung. Bei allen in der Literatur untersuchten Anlagenkonfigurationen handelt es sich um diskontinuierliche Prozesse, d.h. der Schweißdruck wird statisch aufgebracht. Getrennt nach den einzelnen Verfahren werden im Folgenden die wichtigsten Ergebnisse zusammengefasst.

Die meisten Arbeiten zum Schweißen von thermoplastischen Hochleistungs-Faserverbunden erfolgten mit dem **Widerstandsschweißen**, wobei überwiegend CF-PEEK (APC-2 der Fa. ICI, Faservolumenanteil: 61,5 %) untersucht wurde. Bei diesem Verfahren wird Strom durch ein in der Fügezone befindliches Heizelement aus elektrisch leitendem Material geleitet, welches sich durch ohmsche Widerstandsverluste erwärmt und das umgebende Polymer aufschmilzt [17]. Als Heizelement werden CF-PEEK Tapes mit unidirektionaler Faserausrichtung, CF-PEEK Gewebe oder Metallgitter verwendet. Beim Schweißen von CFK ist eine Isolierung des Heizelements gegenüber den zu fügenden Laminaten unbedingt erforderlich, um ein Durchschlagen der Spannung und eine Stromableitung in das Laminat zu vermeiden, was eine ungleichmäßige Temperaturverteilung im Heizelement bewirkt. Als Isolierung werden beispielsweise matrixreiche Außenschichten oder zusätzliche Polymerfolien eingesetzt [18-21]. In [22] wird allerdings festgestellt, dass Polymerschichten als Isolierung nicht ausreichend sind. Glasfaserverstärkte Tapes führen zu einer wesentlichen Verbesserung und einer gleichmäßigeren Temperaturverteilung über der Heizelementlänge besonders bei längeren Fügenähten.

In verschiedenen Arbeiten werden zweidimensionale thermische Modelle entwickelt, welche die Temperaturverteilung entlang der Fügezone beschreiben. Es zeigt sich, dass unterschiedliche Faserorientierungen im Laminat unterschiedliche Aufheizraten bewirken, und dass es sich beim Widerstandsschweißen um einen dreidimensionalen Prozess handelt, der nur näherungsweise durch zweidimensionale Modelle beschrieben werden kann. Übereinstimmend wird festgestellt, dass an den Stellen, an denen das Heizelement aus dem zu fügenden Teil herausragt, aufgrund einer sprunghaft veränderten Wärmeleitung eine Überhitzung stattfindet. Diese Überhitzung ist um so größer, je höher der Energieeintrag ist. Daraus folgt, dass die mit Hilfe der Widerstandserwärmung möglichen Aufheizraten beim Widerstandsschweißen nicht ausgenutzt werden können. Zur Verhinderung dieser Randüberhitzung wird eine aktive Kühlung des Heizelementes im Laminataustrittsbereich vorgeschlagen [23, 24]. Beim Widerstandsschweißen von glasfaserverstärkten Thermoplasten treten die genannten Probleme nicht auf, da aufgrund der Isolareigenschaften der Glasfasern kein Strom in das Laminat fließen kann. Die Temperaturverteilung ist in diesem Fall gleichmäßiger [25].

Ein dreidimensionales Prozessmodell unter Berücksichtigung von Wärmekonvektion, -leitung und -strahlung sowie Kristallisationskinetik wird in [26-28] vorgestellt. Es zeigt sich, dass besonders bei großen Fügenahnlängen der Temperaturgradient über der Fügenahnlänge ansteigt. Ein weiteres Prozessmodell zum Widerstandsschweißen wird in [8] vorgestellt. In diesem sind neben einem zweidimensionalen thermischen Prozessmodell auch die Mechanismen des innigen Kontaktes und der Autohäsion integriert. Mit diesem Modell lässt sich die optimale Heizleistung bei minimaler Prozesszeit und maximaler Fügenahfestigkeit vorhersagen.

Beim **Vibrationsschweißen** wird die zum Schmelzen des Thermoplasts erforderliche Energie durch oszillierende Reibung der beiden Fügepartner gegeneinander erzeugt, wobei die Reibbewegung linear, orbital oder rotierend ausgeführt werden kann. Die Vibrationsfrequenz ist konstant und liegt üblicherweise zwischen 80 Hz und 250 Hz, die Vibrationsamplitude ist je nach Anlage stufenlos zwischen 0,25 mm und 0,9 mm bzw. 2 mm einstellbar [29]. Zum Vibrationsschweißen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden wurden Parameterstudien an kurzglasfaserverstärktem Polyamid 6 und Polyamid 66 sowie glasmattenverstärktem Polypropylen (GMT-PP) mit Fasergewichtsanteilen von 30-40 % durchgeführt [30-33]. Alle Untersuchungen kommen zu dem Ergebnis, dass die Fügenahfestigkeit maximal etwa die Festigkeit des unverstärkten Polymers erreichen kann. Limitierender Faktor ist die Faserorientierung quer zur Beanspruchungsrichtung als Folge der Reibbewegung. Als Lösung dieses Problems wird eine Anpassung der Fügenahgeometrie an die jeweilige Bauteilbelastungsrichtung vorgeschlagen, welche eine Orientierung der Verstärkungsfasern in Belastungsrichtung ermöglicht [30]. Studien zum Vibrationsschweißen von thermoplastischen Hochleistungsfaserverbundwerkstoffen sind nicht bekannt.

Beim **Ultraschallschweißen** werden mechanische Schwingungen im Ultraschallbereich ( $> 16$  kHz) erzeugt, gewöhnlich 20 kHz oder 40 kHz. Das Aufschmelzen des Polymers in der Fügezone erfolgt durch Absorption dieser Schwingungen, durch Reflexion der Schwingungen in der Fügezone und durch Grenzflächenreibung der Fügeflächen. Üblicherweise sind sogenannte Energierichtungsgeber in der Fügezone notwendig, die dafür sorgen, dass die Energie vollständig in der Fügezone konzentriert wird [34]. Über das Ultraschallschweißen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden liegen vergleichsweise wenig Arbeiten vor. An CF-PEEK (APC-2) durchgeführte Untersuchungen ergaben eine hohe Zugscherfestigkeit und Bruchenergie, die im Bereich von direkt in einer Presse hergestelltem Material lagen. Dies konnte allerdings nur bei Verwendung einer matrixreichen Außenschicht und darin integrierten Energierichtungsgebern erreicht werden. Schon bei kleinsten Veränderungen der Prozessparameter wurden erhebliche Auswirkungen auf die erzielte Festigkeit registriert [35, 36]. Eine Studie zum Ultraschallschweißen von kurzglasfaserverstärktem Polyphenylsulfid kommt zu dem gleichen Ergebnis. Außerdem wird ermittelt, dass amorphe Thermoplaste besser zum Ultraschallschweißen geeignet sind als teilkristalline, da bei ihnen die Ultraschallenergie besser zur Fügestelle geleitet und nicht an den dicht gepackten Kristalliten abgelenkt wird [37].

Beim **Induktionsschweißen** wird eine in der Fügezone befindliche elektrisch leitende Schweißhilfe einem hochfrequenten elektromagnetischen Feld ausgesetzt. Die Schweißhilfe erwärmt sich durch Wirbelstrom- und/oder Hystereseverluste [38]. Ist der zu verschweißende Werkstoff selbst elektrisch leitend, kann auf die Schweißhilfe verzichtet werden [39]. Die verwendete elektromagnetische Frequenz reicht von 20 kHz bis zu etwa 10 MHz. Das Induktionsschweißen von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen wird kommerziell in Form des EMAWELD<sup>®</sup>-Prozesses vertrieben, wobei der Prozess jedoch zum Schweißen von unverstärkten Thermoplasten entwickelt wurde und auch seine hauptsächliche Anwendung findet. Bei den in diesem Prozess verwendeten Schweißhilfen handelt es sich um extrudierte Polymerstränge, in die metallische Partikel eingebettet sind. Das Polymer entspricht in der Regel der Polymermatrix der zu fügenden Teile [40]. Die Schweißhilfen werden speziell angefertigt und sind sehr teuer. Die bisherigen Untersuchungen zum Induktionsschweißen von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen beschränken sich auf Parameterstudien. Dabei wurden verschiedene Schweißhilfen, wie z.B. Kohlenstofffaser-Gewebe, Metallgitter oder Kohlenstofffaser-Tapes untersucht. Favorisiert werden nicht-metallische Schweißhilfen, da metallische im Laminat als Fremdkörper wirken und zu Korrosion oder Kerbeffekten führen [41-43]. Als beste Schweißhilfe erwies sich ein Kohlenstofffaser-Gewebe [41]. Weitere Untersuchungen befassen sich mit der induktiven Erwärmung von kohlenstofffaserverstärkten Thermoplasten [44, 45]. Auf diese Arbeiten wird in Kapitel 7 ausführlich eingegangen.

Beim **Heizelementschweißen** wird die Polymermatrix in der Fügezone mit einem beheizten Werkzeug in Kontakt gebracht und durch Wärmeleitung aufgeschmolzen. Nach dem Aufschmel-

zen wird das Werkzeug entfernt und die Fügepartner werden zusammengepresst und unter Druck konsolidiert [46]. Da das Heizelement die Kontur der Fügenaht abbilden muss, ist aus Wirtschaftlichkeitsgründen bei großen und komplex geformten Bauteilen die geometrische Freiheit stark eingeschränkt. Zum Heizelementschweißen von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen sind lediglich Arbeiten zu kurzfaserverstärkten Spritzgussteilen mit Verstärkungsfasern durch den Schweißdruck quer zur Beanspruchungsrichtung orientieren und dadurch eine Schwächung der Fügenaht bewirken [47, 48]. Dieses Problem konnte durch eine Parameteroptimierung nicht behoben werden [47]. Weiterhin wurde mit steigendem Fasergehalt eine Abnahme der erzielbaren Fügenahtfestigkeit beobachtet [47]. Schwierigkeiten beim Heizelementschweißen von thermoplastischen Hochleistungs-Faserverbunden könnten daraus entstehen, dass die für diese Werkstoffklasse in der Regel eingesetzten Thermoplaste eine geringe Viskosität und eine hohe Schmelztemperatur besitzen [51]. Gerade diese Werkstoffeigenschaften führen aber beim Heizelementschweißen zu dem Problem, dass die Polymerschmelze am Werkzeug haftet [47-49]. Die bislang einzig praktikable Antihafbeschichtung ist Polytetrafluorethylen (PTFE), welche aber maximal bis 260 °C eingesetzt werden kann. Eine Möglichkeit solche Thermoplaste mittels Heizelement zu verschweißen, bietet die Strahlungserwärmung. Dabei befindet sich zwischen den Fügepartnern und dem Heizelement ein Spalt von etwa 1 mm, so dass die Erwärmung durch Wärmestrahlung und -konvektion erfolgt. So kann zwar keine Schmelze am Heizelement anhaften, aber bei Unebenheiten resultiert eine ungleichmäßige Erwärmung und es ergeben sich außerdem sehr lange Taktzeiten [49].

Das **Mikrowellenschweißen** ist ein noch relativ neues Verfahren, so dass erst wenige Untersuchungen vorliegen. Bei diesem Verfahren wird ähnlich wie beim Induktionsschweißen eine Schweißhilfe in die Fügezone gebracht, welche einem elektromagnetischen Feld mit einer Frequenz von 300 MHz bis 300 GHz ausgesetzt wird. Die Mikrowellenerwärmung basiert auf zwei Mechanismen: Molekularreibung und Wirbelstromverlust. Molekularreibung entsteht, wenn die polaren Gruppen eines Thermoplasten im Mikrowellenfeld zum Schwingen angeregt werden. Wirbelstromverluste entstehen in elektrisch leitenden Werkstoffen [52]. In [53] wurde die erzielbare Zugscherfestigkeit mikrowellengeschweißter glasfasergewebeverstärkter Thermoplaste untersucht. Als Schweißhilfe wurde eine thermoplastische, rußgefüllte Folie verwendet. Schwierigkeiten ergaben sich beim Schweißen von Polyamid und Polyethylenterephthalat, da diese selbst polare Gruppen enthalten, und dadurch die Erwärmung nicht auf die Fügezone begrenzt werden konnte. Im Vergleich zum Vibrationsschweißen konnte bei [53] mit dem Mikrowellenschweißen für GF-PP eine um 70 % höhere Zugscherfestigkeit erzielt werden. Allerdings erscheint der für die Vibrationsschweißung gemessene Wert von 10 MPa sehr gering im Vergleich zu anderen Untersuchungen [33, 54]. In einer weiteren Studie an kurzfaserverstärkten Thermoplasten wurde die Auswirkung verschiedener Schweißhilfsmaterialien auf die

erzielbare Nahtfestigkeit untersucht. Dazu wurde Graphitpulver in die Fügezone gesprüht und mit verschiedenen Klebern fixiert. Es handelt sich also im eigentlichen Sinn um ein Verkleben. Es wurde ermittelt, dass das Graphitpulver zum Spannungsdurchschlag neigt und daher nicht die erste Wahl ist. Der maximale Schweißfaktor betrug lediglich 25 % [55]. Anzumerken ist allerdings, dass es sich hier um erste Versuche mit geringer Reproduzierbarkeit handelt.

Beim **Hochfrequenzschweißen** wird ein hochfrequenter Strom durch die Fügepartner geleitet (Frequenz: 26,12 MHz), welcher polare Gruppen zum Schwingen anregt. Voraussetzung ist allerdings, dass der Thermoplast polare Gruppen besitzt. Dies ist z.B. bei Polyamiden oder PVC der Fall. Arbeiten zum Hochfrequenzschweißen von thermoplastischen FKV sind nicht bekannt.

Neben der getrennten Untersuchung einzelner Schweißverfahren finden sich in der Literatur auch einige **vergleichende Parameterstudien** an CF-PEEK (APC-2) mit unterschiedlichen Verfahren. Verglichen wurden die Verfahren Vibrations-, Ultraschall-, Heizelement-, Heißgas-, Mikrowellen-, Widerstands- und Induktionsschweißen sowie das Kleben und Nieten. Allerdings wurden nicht in jeder Studie alle Verfahren untersucht. Als Vergleichskriterium diente die erzielbare Fügenahtfestigkeit, die mit Hilfe von Zugscher-, Kurzbiege- oder Rissausbreitungsversuchen gemessen wurde, jedoch mit unterschiedlichen Prüfbedingungen und Probengeometrien. Während bei [56] die widerstandsgeschweißten Proben die höchste Festigkeit besaßen, erwiesen sich bei [57] das Widerstandsschweißen, das Induktionsschweißen und das Ultraschallschweißen als am besten geeignet. In [58] dagegen erbringt das Vibrationsschweißen die höchste Fügenahtfestigkeit und in [59, 60] das Heizelementschweißen. Übereinstimmung besteht bei [56, 58] darin, dass mit dem Kleben die niedrigste Festigkeit erzielt wird. Im Gegensatz dazu wurde in [61] mit dem Kleben und plasmaaktivierter Oberfläche die höchste Festigkeit erreicht, mit dem Ultraschallschweißen dagegen die geringste.

Ein Vergleich der verschiedenen Arbeiten hinsichtlich der erzielten Fügenahtqualität ist nur in wenigen Fällen möglich, da in der Regel voneinander abweichende Prüfmethoden, Prüfbedingungen oder Probengeometrien verwendet wurden. Außerdem wurden teilweise unterschiedliche Anlagenkonfigurationen verwendet, wobei es sich zumeist um Laboranlagen handelte. Hierauf ist auch die zum Teil erheblich voneinander abweichende Bewertung der Schweißverfahren untereinander zurückzuführen. Aus diesem Grund wird auf die Angabe der in den verschiedenen Arbeiten erzielten Fügenahtfestigkeit verzichtet.

## 2.2 Kleben von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden

Bei den in thermoplastischen Hochleistungs-Faserverbunden verwendeten Matrices handelt es sich in der Regel um teilkristalline Thermoplaste, da sie bessere mechanische Eigenschaften haben und eine höhere chemische Beständigkeit besitzen als amorphe Thermoplaste. Wegen

ihre geringen Reaktivität, niedrigen Oberflächenenergie und Polarität lassen sich teilkristalline Thermoplaste jedoch nur schwer durch herkömmliche duroplastische Klebstoffe wie Epoxidharze verkleben. Daher erfordert das Kleben von Faser-Kunststoff-Verbunden mit teilkristalliner thermoplastischer Matrix normalerweise eine spezielle Vorbehandlung der Oberflächen der Fügepartner [62, 63]. Das Verkleben ohne Vorbehandlung führt nur zu einer sehr geringen Füge-nahtfestigkeit, die weit unterhalb der beim Schweißen erreichbaren liegt [64]. Verschiedene Oberflächenvorbehandlungsverfahren wurden untersucht, wie z.B. Schleifen, Strahlen, chemisches Ätzen, Plasmaaktivierung oder Coronaentladung [62, 65, 66]. Das Anschleifen der Oberfläche, welches für duroplastische FKV zu guten Klebeigenschaften führt, bringt für die thermoplastischen FKV nur sehr schlechte Resultate. Die höchste Füge-nahtfestigkeit wurde für CF-PEEK (APC-2) mit der Niederdruck-Plasmaaktivierung erreicht [66]. Ein wesentlicher Nachteil der meisten Oberflächenvorbehandlungsverfahren ist, dass die Oberflächen ihre verbesserten Eigenschaften nur für eine beschränkte Zeit behalten und daher nicht unbegrenzt lagerfähig sind. Außerdem sind die Verfahren sehr aufwändig und teuer.

Mit dem *diffusion-enhanced adhesive bonding* (DEA) ist es möglich, klebfähige Oberflächen mit unbegrenzter Lagerzeit zu erzeugen. Dazu wird die Oberfläche des thermoplastischen FKV schon bei dessen Herstellung mit einer Schicht aus einem amorphen Thermoplasten versehen, der kompatibel zum Matrixpolymer sein muss. In diese Matrixschicht kann der Epoxidklebstoff eindiffundieren, wodurch eine verbesserte Adhäsion entsteht [67]. In [63] wird mit einer Schicht aus Polysulfon auf einem CF-PPS Laminat und einem Epoxidklebstoff eine gute Zugscherfestigkeit erreicht, wobei allerdings die Überlappungslänge der überlappten Probekörper unbekannt ist.

### 2.3 Nieten von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden

Nieten wird hauptsächlich zum Fügen von duroplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden eingesetzt. Hierzu existiert eine Vielzahl von theoretischen und experimentellen Arbeiten. Zum Nieten von thermoplastischen FKV ist nur eine Arbeit bekannt [53], in welcher die Auslegung der Verbindung allerdings nach den konventionellen Konstruktionsrichtlinien für duroplastische FKV erfolgte. Zur Erhöhung der ertragbare Belastung wurde mit Hilfe einer axialen Klemmung eine Vorlast aufgebracht. Die Klemmung erfolgte, wie in [68] vorgeschlagen, mit Unterlegscheiben zur Verhinderung von Delaminationen und zur Aufteilung der Lasteinleitung von einfachem Formschluss zu Formschluss und Kraftschluss. Allerdings ist die Höhe der Vorlast besonders für Langzeitbelastungen limitiert, da Thermoplaste ein ausgeprägtes Kriechverhalten besitzen. Durch die Klemmung konnte die ertragbare Last im Vergleich zu Nietverbindungen ohne Klemmung verdoppelt werden. Es zeigte sich, dass weniger der Matrixwerkstoff (hier: PA 6, PA 12, PP), sondern vielmehr die Faserorientierung den größten Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit hat. Lamine mit einer Faserorientierung von  $\pm 45^\circ$  zur Beanspruchungsrichtung erzielten die höchsten Bruchlasten.

### 3 Aufgabenstellung und Zielsetzung

Während der größte Teil der Prozesskette für thermoplastische Hochleistungs-Faserverbunde bestehend aus Halbzeugherstellung, Umformung, Bearbeitung, Verbindungstechnik und Recycling bereits Stand der Technik oder zumindest vergleichsweise weit entwickelt ist [51, 69-72], bestehen bei der Verbindungstechnik, wie in Kapitel 2 dargestellt, noch erhebliche Defizite. Die bisherigen Arbeiten beschränken sich in der Regel auf Parameterstudien mit Anlagenkonfigurationen im Labormaßstab und einem einzigen Werkstoff (CF-PEEK, APC-2). Darüber hinaus ist ein Vergleich der Arbeiten untereinander kaum möglich, da unterschiedliche Probengeometrien und Prüfbedingungen verwendet wurden. Anwendungsrelevante Aspekte fanden in der Regel keine Berücksichtigung. Da bei der Mehrzahl der Untersuchungen übereinstimmend festgestellt wurde, dass Kleben und Nieten zum Fügen von thermoplastischen FKV nur schlecht geeignet sind, werden diese beiden Verbindungstechniken in dieser Arbeit nur zum Vergleich herangezogen. Ziel der vorliegenden Arbeit ist es somit, als Basis für eine breite industrielle Umsetzung der Schweißtechnik von thermoplastischen FKV, Anlagenkonfigurationen und Verarbeitungsfenster zu entwickeln, mit denen ein möglichst großes Werkstoff- und Bauteilspektrum wirtschaftlich bearbeitet werden kann.

Im ersten Schritt sollen die existierenden Schweißverfahren hinsichtlich technologischer, ökonomischer und ökologischer Aspekte analysiert und ihre Eignung zum Fügen von thermoplastischen FKV bewertet werden. Die vielversprechendsten Verfahren sollen dann detailliert untersucht und weiterentwickelt werden. Hierbei sind die bestehenden Anlagenkonzepte an die Besonderheiten der FKV anzupassen bzw. neue Anlagenkonfigurationen zu entwickeln und die entsprechende Anlagentechnik aufzubauen, wobei auch periphere Einrichtungen wie Prozessüberwachungs- und Prozesssteuerungssysteme zu berücksichtigen sind.

Mit den entwickelten Anlagen sollen im nächsten Schritt die Einflüsse der Prozessparameter experimentell ermittelt und optimale Verarbeitungsfenster für verschiedene thermoplastische FKV gefunden werden. Vorher sind geeignete Prüfmethode und Probekörpergeometrien zu entwickeln, um einen objektiven Vergleich der erzielbaren Füge-nahtqualität zu ermöglichen. Neben den experimentellen Untersuchungen sind die Schweißprozesse auch theoretisch zu betrachten und bestehende Prozessmodelle zu modifizieren bzw. neue Modelle zu entwickeln, welche die Vorhersage optimaler Schweißparameter unter Zuhilfenahme einer minimalen Anzahl von Vorversuchen ermöglichen. Die entwickelten Prozessmodelle sollen als Grundlage für die zu entwickelnden Qualitätssicherungskonzepte dienen.

Abschließend sollen die entwickelten Schweißverfahren hinsichtlich technologischer und ökonomischer Aspekte miteinander verglichen und potenzielle Einsatzgebiete ermittelt werden.

#### 4 Bewertung und Auswahl von Schweißverfahren für thermoplastische Hochleistungs-Faserverbunde

Wie in Bild 1.2 dargestellt existiert eine Vielzahl unterschiedlicher Schweißverfahren, die in der Regel zum Fügen von unverstärkten Thermoplasten entwickelt wurden. Mit mehr oder weniger Modifikationen können diese Verfahren auch zum Fügen von thermoplastischen FKV eingesetzt werden. Allerdings besitzen alle Verfahren Einschränkungen hinsichtlich des schweißbaren Bauteil- und/oder Werkstoffspektrums. Daher muss für jeden Anwendungsfall individuell entschieden werden, welche Verbindungstechnik geeignet ist. Zur Minimierung der Anlagen-Investitionen ist es jedoch insbesondere für Klein- und mittelständische Unternehmen erforderlich, über eine kleine Anzahl sich ergänzender Verbindungstechniken zu verfügen, mit denen ein großes Bauteilspektrum abgedeckt werden kann [39]. Unter diesem Aspekt wurde unter Zugrundelegen der in Tabelle 4.1 dargestellten Anforderungsliste zunächst eine Vorauswahl geeignet erscheinender Verfahren getroffen. Die wichtigsten Ergebnisse dieser Vorauswahl sind in Tabelle 12.1 im Anhang in Form einer Kurzcharakteristik der untersuchten Verfahren zusammengefasst. Zu unterscheiden ist prinzipiell zwischen quantitativen und qualitativen Kenngrößen. Letztere unterliegen der Subjektivität des Anwenders und hängen stark vom jeweiligen Anwendungsfall ab. Die endgültige Auswahl geeigneter Verfahren zum Fügen thermoplastischer FKV erfolgte anhand der in Tabelle 4.2 dargestellten Bewertungsmatrix, wobei die Wertung mit Hilfe eigener Vorversuche und durch Auswertung der Fachliteratur vorgenommen wurde. Das Mikrowellenschweißen und das Hochfrequenzschweißen wurden nicht weiter betrachtet, weil CFK, welche einen Großteil der betrachteten Werkstoffe darstellen, aufgrund ihrer elektrischen Leitfähigkeit mit diesen Verfahren nicht schweißbar sind.

Bei der Verfahrensbewertung zu beachten sind die besonderen Eigenschaften der in dieser Arbeit untersuchten thermoplastischen Hochleistungs-Faserverbunde, wie

- kontinuierliche Faserverstärkung (Gewebe, Gelege),
- Faservolumengehalt größer 35 %,
- geringe interlaminare Scherfestigkeit (wesentlich kleiner als Matrixzugfestigkeit) und
- teilkristalline Matrixpolymere mit Verarbeitungstemperaturen größer 200 °C.

Tabelle 4.1: Anforderungen an Schweißverfahren für thermoplastische FKV

Nr.	Priorität <sup>1)</sup>	Anforderung
<b>1</b>		<b>Mechanik</b>
1.1	1	Schweißfaktor <sup>2)</sup> größer/gleich 0,7
1.2	2	Spannungsarme Fügenaht
1.3	2	Faserverstärkung auch in der Fügenaht wirksam
<b>2</b>		<b>Verfahren</b>
2.1	2	Kurze Taktzeiten
2.2	2	Hohe Mobilität und Flexibilität
2.3	2	Automatisierbarkeit
<b>3</b>		<b>Kosten</b>
3.1	2	Geringe Investitionskosten
3.2	3	Geringe Betriebskosten
3.3	2	Geringe Schweißwerkzeugkosten
3.4	2	Geringe Personalkosten
<b>4</b>		<b>Werkstoff</b>
4.1	1	Faservolumengehalt der zu fügenden Werkstoffe größer 35 %
4.2	1	Möglichst breites schweißbares Werkstoffspektrum
4.3	3	Auch artfremde Werkstoffe ffügbar
<b>5</b>		<b>Herstellung</b>
5.1	1	Reproduzierbare Fügenahtqualität
5.2	1	Hohe Maßhaltigkeit
5.3	2	Implementierbarkeit eines Online-QS-Systems
5.4	3	Beurteilung der Fügenahtqualität durch Auswertung weniger Parameter
<b>6</b>		<b>Entsorgung</b>
6.1	2	Wiedertrennbarkeit der Fügenaht
<b>7</b>		<b>Energie</b>
7.1	2	Geringer Energieverbrauch der Schweißanlage
<b>8</b>		<b>Sonstiges</b>
8.1	1	Kein bzw. nur geringes zusätzliches Gewicht durch Verbindungselemente

<sup>1)</sup> 1: unbedingt zu erfüllen; 2: nach Möglichkeit zu erfüllen; 3: zukünftig von Bedeutung

<sup>2)</sup> Schweißfaktor = Fügenahtfestigkeit / Grundwerkstofffestigkeit

**Tabelle 4.2:** Eignung der untersuchten Verbindungstechniken zum Schweißen von thermoplastischen FKV (Werte von 0 (schlecht) bis 10 (sehr gut))  
(G: Gewichtungsfaktor, W: Wert, GW: Gewichteter Wert)

Bewertungskriterium	US		VIB		HE		HF		IND		WID		LAS		
	G	W	GW	W	GW	W	GW	W	GW	W	GW	W	GW	W	GW
Fügesteifigkeit	0,20	3	0,6	10	2	7	1,4	8	1,6	7	1,4	5	1	7	1,4
Fügbares Werkstoffspektrum	0,18	5	0,9	10	1,8	6	1,08	2	0,36	8	1,44	6	1,08	6	1,08
Investitionen	0,15	7	1,05	4	0,6	7	1,05	5	0,75	8	1,2	8	1,2	8	1,2
Taktzeit	0,12	10	1,2	8	0,96	2	0,24	6	0,72	5	0,6	4	0,48	5	0,6
Bauteilkomplexität	0,12	4	0,48	3	0,36	6	0,72	6	0,72	8	0,96	5	0,6	8	0,96
Lösbarkeit	0,08	3	0,24	3	0,24	3	0,24	3	0,24	8	0,64	6	0,48	3	0,24
Automatisierbarkeit	0,08	10	0,8	10	0,8	10	0,8	10	0,8	10	0,8	8	0,64	10	0,8
Werkstoffkombinationen	0,07	5	0,35	10	0,7	6	0,42	3	0,21	7	0,49	7	0,49	5	0,35
<b>Summe</b>	<b>1</b>		<b>5,62</b>		<b>7,46</b>		<b>5,95</b>		<b>5,4</b>		<b>7,53</b>		<b>5,97</b>		<b>6,63</b>

Zum besseren Verständnis der Bewertungsmatrix (ergänzend zu Tabelle 12.1 im Anhang) sei an dieser Stelle Folgendes angemerkt:

- US: - die notwendigen Energierichtungsgeber sind bei der FKV-Umformung aufgrund ihrer kleinen Radien nur äußerst schwer herstellbar
- VIB: - große und komplex geformte Bauteile erfordern teure Werkzeuge
- HE: - Hochtemperaturthermoplaste wie PEEK, PPS, PA neigen zum Haften am Heizelement bzw. erfordern einen hohen Energieverbrauch bei Strahlungserwärmung
- IND: - angenommen wird ein kontinuierlicher Prozess
- WID: - die Lösbarkeit der Verbindung wie beim Induktionsschweißen ist gegeben, allerdings ist die Applikation der Stromanschlüsse aufwändig
- LAS: - angenommen wird ein kontinuierlicher Prozess
- Energieverlust infolge Strahlbrechung und -ableitung durch die Verstärkungsfasern
  - Unsicherheit bei der Bewertung der Fügesteifigkeit, da für thermoplastische FKV keine Arbeiten bekannt sind

Wie aus Tabelle 4.2 hervorgeht, erweisen sich das Vibrations- und das Induktionsschweißen unter den gegebenen Randbedingungen als am besten geeignet zum Schweißen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden. Daher werden diese beiden Verfahren in der vorliegenden Arbeit detailliert untersucht.

## 5 Geeignete Prüfmethode für geschweißte Verbindungen

Bei der Beurteilung einer Verbindungstechnologie ist die erzielbare Fügesteifigkeit von entscheidender Bedeutung. Um vergleichbare Ergebnisse zu erhalten, ist es wichtig, geeignete Prüfmethode und Prüfbedingungen zur Ermittlung der Fügesteifigkeit zu verwenden, die nicht nur zu qualitativen sondern primär zu quantitativen Aussagen, z.B. über die Fügesteifigkeit, führen. Hierbei spielt nicht nur die Vergleichbarkeit der Ergebnisse einer Messreihe untereinander, sondern vor allem die Vergleichbarkeit mit den Ergebnissen anderer Wissenschaftler eine Rolle. Weiterhin sollte eine geeignete Prüfmethode im Hinblick auf einen Einsatz in der Praxis einfach aufzubauen, durchzuführen sowie reproduzierbar sein. Prinzipiell stehen eine Vielzahl zerstörender (z.B. Zugscherversuch, Biegeversuch, Schälversuch, double-cantilever-beam test, Mikroskopie) [73] und nicht-zerstörender Prüfmethode (z.B. Ultraschallprüfung, Thermographie, Shearographie) zur Verfügung [74-76]. Die am meisten angewendeten und am weitesten entwickelten Prüfverfahren sind der Zugscherversuch, die Ultraschallprüfung und die Mikroskopie. Diese Verfahren werden im Folgenden näher auf ihre Eignung zur Prüfung von Schweißverbindungen thermoplastischer Faser-Kunststoff-Verbunde untersucht.

### 5.1 Zugscherversuch

Prinzipiell ist die Fügesteifigkeit bei den in der Regel durch Umformung hergestellten Bauteilen aus thermoplastischen Hochleistungs-Faserverbunden im Vergleich zu Spritzgussteilen stark eingeschränkt. Daher bieten sich überlappte Fügenähte an, die im Zugscherversuch geprüft werden können. Der Zugscherversuch (DIN 53283) wurde für Klebverbindungen entwickelt und zeichnet sich durch seinen einfachen Aufbau, die schnelle Durchführbarkeit sowie reproduzierbare Ergebnisse aus. Geprüft werden einfach oder doppelt überlappt gefügte Probekörper (Bild 5.1). Die doppelt überlappten Proben haben den Vorteil, dass reines Scherversagen auftritt. Diese Proben sind allerdings mittels Vibrations- und Induktionsschweißen nur äußerst schwer herstellbar. Denn es sind zwei Arbeitsgänge (für jede Fügefläche einer) notwendig und eine Beeinflussung der bereits geschweißten ersten Fläche beim zweiten Arbeitsgang kann nicht ausgeschlossen werden. Außerdem tritt bei den üblichen Laminatdicken von 1 mm bis 2 mm schon bei mittleren Überlappungslängen von 15 mm Zugversagen im unverschweißten Querschnitt auf, da die beiden Fügeflächen eine größere Kraft übertragen können als dieser.

Bei der Beurteilung der an einfach überlappten Probekörpern (DIN 53281, Teil 2) gemessenen Werte muss allerdings berücksichtigt werden, dass es sich nicht um ein reines Scherversagen handelt, sondern auch Zugversagen [77-79] und am Versagensbeginn auch Schälversagen auftritt [80]. Jedoch liegen für dieses Prüfverfahren die weitaus meisten Vergleichswerte in der Literatur vor [58, 59, 80-82]. Bei der Auswertung der Ergebnisse muss aber unbedingt beachtet werden, dass die gemessenen Zugscherfestigkeitswerte von der Probengeometrie (Klebschicht- bzw. Schweißnahtdicke, Fügeteilstärke, Überlappungslänge) und den Werkstoffkennwerten (Kleber-



bzw. Schweißnahtsteifigkeit, Fügepartnersteifigkeit) beeinflusst werden. Die gemessenen Werte können darüber hinaus nicht als Konstruktionsdaten verwendet werden, da im Bauteil die Naht in der Regel nicht versagen darf, in der überlappten Probe aber versagen muss, so dass verschiedene Lastfälle vorliegen. Zur Vermeidung dieses Konfliktes wird in [83] eine abgewandelte doppelt überlappte Probe vorgeschlagen. Aus o.g. Gründen ist eine doppelt überlappte Probe durch Schweißen jedoch schwierig herzustellen, so dass in dieser Arbeit einfach überlappte Probekörper verwendet werden.

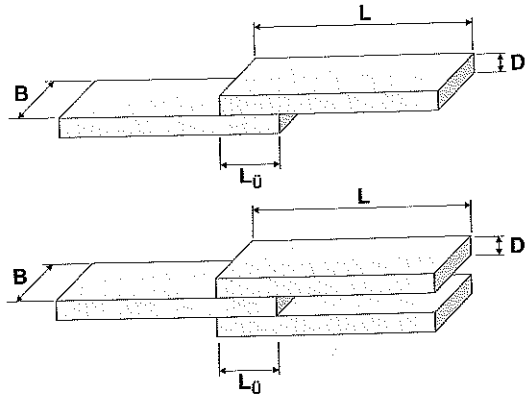


Bild 5.1: Einfach und doppelt überlappt gefügte Zugscherprobe nach DIN 53283

Bei der im Zugscherversuch gemessenen Zugscherfestigkeit handelt es sich um die mittlere Schubspannung  $\tau_m$  in der Fügenaht unter Annahme einer konstanten Spannungsverteilung über der gesamten Fügefläche. Der reale Schubspannungsverlauf weist jedoch Spannungsüberhöhungen zu den Überlappungsrändern hin auf, die im wesentlichen vom Schubmodul des Klebers bzw. der Schweißnaht, der Klebschicht- bzw. Schweißnahtdicke und der Überlappungslänge abhängen. Für das Versagen der Schweißnaht ist deshalb weniger die mittlere Schubspannung  $\tau_m$  maßgebend, sondern vielmehr der örtliche Spannungszustand im höchst beanspruchten Fügenahtbereich am Überlappungsende. Es existieren verschiedene Ansätze zur Berechnung der Schubspannungsverteilung in Klebenähten, wie z.B. nach Volkersen [84], nach Goland/Reissner [85] oder nach Hart-Smith [86]. In der vorliegenden Arbeit wird der Ansatz von Goland/Reissner gewählt, da er im Vergleich zu Volkersen's Ansatz die Biegung des Probekörpers berücksichtigt und gegenüber dem Ansatz von Hart-Smith bei kleinen Überlappungslängen ( $L_{Ü} < 40$  mm) gleiche Ergebnisse liefert aber einfacher anzuwenden ist [87].

Der Schubspannungsverlauf in überlappten Klebenähten folgt nach Goland/Reissner aus der Differenzialgleichung

$$\tau'' - \frac{8 \cdot G_{Kleber}}{E_F \cdot D \cdot h} \cdot \tau = 0 \quad (5.1)$$

mit:

- $G_{Kleber}$ : Schubmodul des Klebers bzw. der Schweißnaht
- $h$ : Klebschicht- bzw. Schweißnahtdicke
- $E_F$ : Elastizitätsmoduln der beiden Fügepartner
- $D$ : Dicke der Fügepartner

Hierbei gelten folgende Einschränkungen, die aber für die in dieser Arbeit betrachteten Fälle (orthotropes Laminat mit Gewebeerstärkung) als nicht gravierend betrachtet werden:

- einheitliche Dicke der beiden Fügepartner,
- isotrope Werkstoffe,
- Klebschichtdicke  $\ll$  Fügepartnerdicke und
- ideal-elastisches Verhalten des Klebers bzw. der Schweißnaht.

Die Lösung der Differenzialgleichung unter den o.g. Voraussetzungen ergibt sich wie folgt

$$\tau(x) = \frac{\tau_m}{4} \left[ \frac{\beta \cdot L_{Ü}}{2 \cdot D} \cdot (1 + 3 \cdot k_{GR}) \cdot \frac{\cosh\left(\frac{\beta}{D} \cdot x\right)}{\sinh\left(\frac{\beta \cdot L_{Ü}}{2 \cdot D}\right)} + 3 \cdot (1 - k_{GR}) \right] \quad (5.2)$$

Hierin sind

$$\beta = \sqrt{\frac{8 \cdot G_{Kleber} \cdot D}{E_F \cdot h}} \quad (5.3)$$

$$k_{GR} = \frac{\cosh(\mu_{GR})}{\cosh(\mu_{GR}) + 2 \cdot \sqrt{2} \cdot \sinh(\mu_{GR})} \quad (5.4)$$

$$\mu_{GR} = \frac{L_{Ü}}{2 \cdot D} \sqrt{\frac{3 \cdot F}{2 \cdot E_F^* \cdot D \cdot B}} \quad (5.5)$$

$$E_F^* = \frac{E_F}{1 - \nu_F^2} \quad (5.6)$$

$$\tau_m = \frac{F}{B \cdot L_{Ü}} \quad (5.7)$$

Bild 5.2 zeigt den nach Gleichung 5.2 berechneten und auf  $\tau_m$  bezogenen Schubspannungsverlauf für unterschiedliche Überlappungslängen. Es ist zu erkennen, dass die Spannungsüberhöhung mit steigender Überlappungslänge  $L_{Ü}$  ansteigt, und dass es eine maximale Überlappungslänge gibt, ab der keine weitere Festigkeitssteigerung der Verbindung

mehr erzielt werden kann. Dies ist der Fall, sobald die Schubspannung in der Probekörpermitte auf Null absinkt.

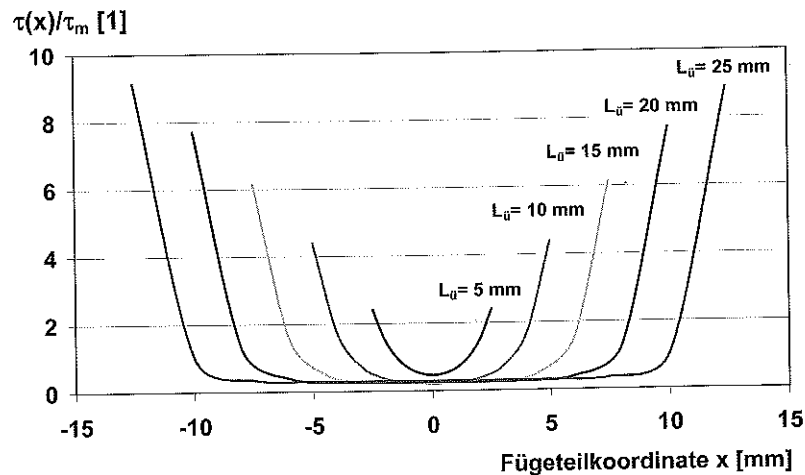


Bild 5.2: Schubspannungsverlauf in der Fügenaht als Funktion der Überlappungslänge in einfach überlappten Probekörpern nach Goland/Reissner [85]

Experimentelle Untersuchungen zeigten, dass die maximale Überlappungslänge für vibrationsgeschweißte Verbindungen aus GF-PA 12 (siehe Tabelle 12.2 im Anhang) bei etwa 25 mm liegt (vgl. Bild 5.3). Bei dieser Überlappungslänge erreicht die Zugscherkraft ihr Maximum. Bei der konstruktiven Auslegung eines Bauteiles ist jedoch unbedingt darauf zu achten, dass der unverschweißte Querschnitt einer höheren Belastung standhält als die Fügenaht, sofern ein Versagen dieses Querschnittes nicht ausdrücklich erwünscht ist. Dies bedeutet, dass die maximal mögliche Verbindungsfestigkeit unter Umständen nicht ausgenutzt werden kann und eine kleinere Überlappungslänge als die maximale verwendet werden muss.

Die maximale Überlappungslänge konnte mit dem für Klebeverbindungen entwickelten Modell für die geschweißten Verbindungen aus FKV nicht exakt bestimmt werden. Dies führt zu der Annahme, dass die Anisotropie und das nicht-lineare Werkstoffverhalten eine entscheidende Rolle spielen. Außerdem existiert bei den geschweißten Verbindungen keine der Klebschicht entsprechende Schicht. Eine exakte Lösung ist mit Hilfe der Finite Elemente Methode zu erwarten. Die Experimente lassen erwarten, dass die maximale Überlappungslänge im Bereich zwischen 20 mm und 25 mm liegt.

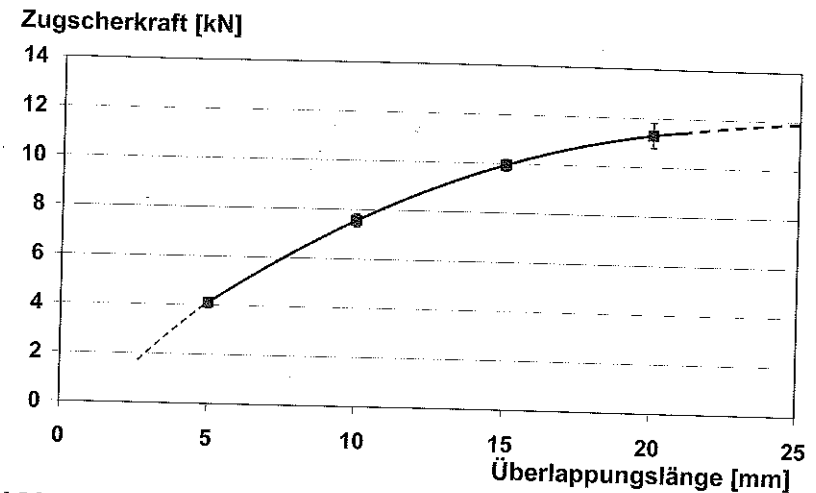


Bild 5.3: Bruchkraft als Funktion der Überlappungslänge für einfach überlappt vibrationsgeschweißte Probekörper aus GF-PA12

Die mittlere Schubspannung  $\tau_m$  nimmt mit steigender Überlappungslänge mit  $1/L_0$  ab (siehe Gleichung 5.7). Aufgrund dieses Phänomens ist ein Vergleich zwischen gemessenen Zugscherfestigkeitswerten nur bei gleicher Überlappungslänge sinnvoll. In eigenen Zugscherversuchen an vibrationsgeschweißten einfach überlappten Probekörpern konnte die Abnahme der mittleren Schubspannung über der Überlappungslänge bestätigt werden (Bild 5.4).

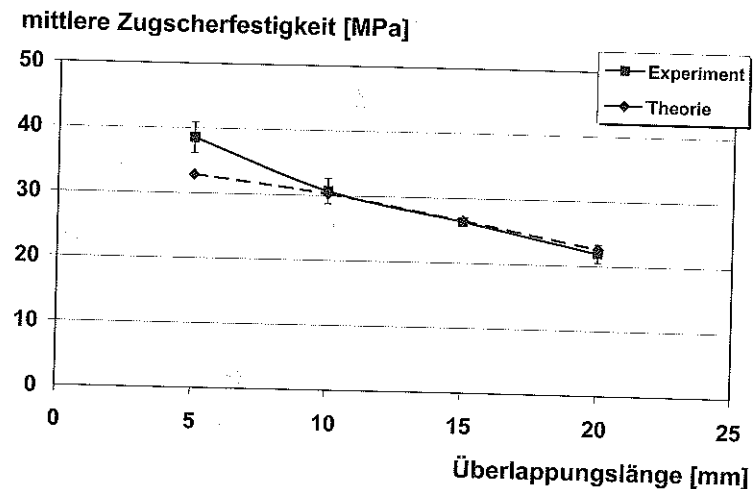


Bild 5.4: Bruchfestigkeit als Funktion der Überlappungslänge für einfach überlappt vibrationsgeschweißte Probekörper aus GF-PA12

Der Vergleich mit der nach Gleichung 5.7 berechneten mittleren Schubspannung zeigt bei kleinen Überlappungslängen eine deutliche Abweichung der Kurven. Dies ist darauf zurückzuführen, dass beim Zugscherversuch, wie bereits oben diskutiert, besonders bei kleinen Überlappungslängen eine erhöhte Biege- und Schälbeanspruchung vorliegt. Das Modell geht jedoch von reiner Scherbeanspruchung aus. Für die Berechnung von  $\tau_m$  wurden die im Zugscherversuch bei der jeweiligen Überlappungslänge gemessenen Bruchkräfte verwendet.

Für die in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Zugscherversuche wurden folgende Probekörperabmessungen festgelegt:

- B= 25 mm
- L= 100 mm
- L<sub>0</sub>= 15 mm
- D= 1 - 2,2 mm

Größere Überlappungslängen führten häufig zum Versagen des unverschweißten Querschnittes, kleinere Überlappungslängen führen zu einer Ergebnisverfälschung aufgrund des zunehmenden Einflusses von Randeffekten.

## 5.2 Ultraschallprüfung

Nicht-zerstörende Prüfverfahren besitzen Vorteile gegenüber zerstörenden Verfahren, wenn

- eine 100%-Kontrolle aller Bauteile einer Charge erforderlich ist,
- teure Bauteile bzw. Werkstoffe geprüft werden müssen und
- eine online-Qualitätskontrolle notwendig ist.

Für den in der vorliegenden Arbeit durchzuführenden Vergleich zwischen Schweißverfahren ist es erforderlich, quantitative Aussagen über die Fügenahtfestigkeit treffen zu können. Dies ist mit den derzeit zur Verfügung stehenden nicht-zerstörenden Prüfverfahren nicht möglich; es können lediglich qualitative Aussagen getroffen werden [76, 88]. Die Ultraschallprüfung wird in der Literatur allgemein favorisiert, da sie die größte Auflösung liefert und auch in der Praxis mit relativ geringem Aufwand durchgeführt werden kann. Deshalb wurden Ultraschallprüfungen an geschweißten FKV-Proben durchgeführt. Diese bestätigten die in der Literatur gefundenen Aussagen. Eine Korrelation zwischen den Prüfungsergebnissen und der Fügenahtfestigkeit konnte nicht ermittelt werden. Aus diesem Grund werden nicht-zerstörende Prüfverfahren in der vorliegenden Arbeit zum Vergleich der Fügeverfahren nicht verwendet.

## 5.3 Mikroskopie

Bei der Mikroskopie ist generell in Auflicht-, Durchlicht- und Elektronenmikroskopie zu unterscheiden. Für die Durchlichtmikroskopie sind Dünnschnitte (Dicke: 10 – 30  $\mu\text{m}$ ) der Probekörper erforderlich. Diese sind mit den untersuchten FKV nicht herstellbar, da eine Trennung von Faser und Matrix erfolgt und man keine zusammenhängenden Proben erhält. Daher scheidet diese Technik für FKV aus.

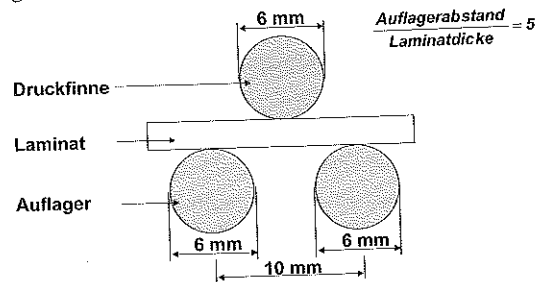
Die Auflichtmikroskopie ist zur Untersuchung von FKV geeignet, jedoch können mit ihr nur Einschlüsse und Fehlstellen sowie Fasergehalt und -orientierung detektiert werden. Die Untersuchung der Polymermorphologie ist mit der Auflichtmikroskopie nicht möglich [89]. Die Fügezone geschweißter Lamine ist mit der Auflichtmikroskopie nur erkennbar, wenn keine Schmelzefusion stattgefunden hat und ein Spalt zwischen den Fügepartnern existiert. Bei guten Verschweißungen ist die Fügezone nicht zu erkennen. Dies bedeutet allerdings nicht, dass auch die Fügenahtfestigkeit hoch ist, denn eine Korrelation zwischen dem Mikroskopiebild (sowohl Auflicht- als auch Durchlichtmikroskopie) und der Fügenahtfestigkeit besteht nicht [90]. Aus diesem Grund wird die Auflichtmikroskopie in der vorliegenden Arbeit nur unterstützend zur mechanischen Prüfung verwendet, um Fehlstellen, Faserorientierungen und die Faser-Matrix-Verteilung zu ermitteln.

Mit der Scanning Elektronen Mikroskopie ist es möglich, die Matrixmorphologie und die kristallinen Bereiche in Faser-Kunststoff-Verbunden nach dem Polieren und chemischen Anätzen der Probekörperoberfläche sichtbar zu machen, wie am Beispiel von CF-PEEK gezeigt wurde [91, 92]. Diese Methode ist aber in Relation zum erzielbaren Nutzen sehr aufwändig und wurde in der vorliegenden Arbeit nicht angewandt.

## 5.4 Prüfung der interlaminaren Scherfestigkeit

Eine wichtige Kenngröße beim Schweißen der thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunde ist die interlaminare Scherfestigkeit (ILS), d.h. die Festigkeit der einzelnen Laminatlagen untereinander gegenüber Abscheren. Die ILS ist der Referenzwert bei der Ermittlung der Fügenahtfestigkeit, gleichzeitig aber auch der Schwachpunkt im Faser-Kunststoff-Verbund (vgl. Tabelle 12.2 im Anhang). Ohne Veränderung der Laminatstruktur ist es theoretisch nicht möglich, diesen Wert beim Schweißen zu übertreffen. Besonders schwierig ist die Messung der ILS. In der Literatur findet man für den gleichen Werkstoff Abweichungen der gemessenen ILS von teilweise mehr als 100 %. Für CF-PEEK (APC-2) beispielsweise werden ILS-Werte von 78 MPa bis 175 MPa angegeben [61, 91, 92]. Es stehen zwar verschiedene Prüfmethode zur Verfügung, allen gemeinsam sind aber die stark von der Probenqualität abhängigen Ergebnisse [95]. In der vorliegenden Arbeit wurden der Kurzbiegeversuch nach DIN EN 2563, ein Schneidscherversuch [96] und direkt im Autoklav hergestellte einfach überlappte Zugscherproben untersucht.

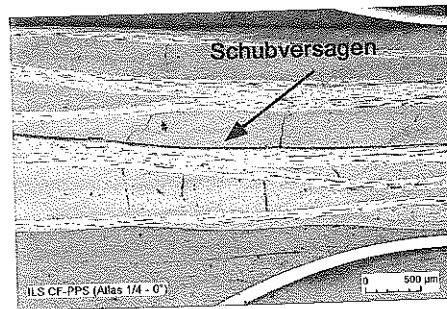
Der Kurzbiegeversuch wurde an 20 mm langen, 10 mm breiten und 2 mm dicken Probekörpern durchgeführt. Die Versuchsanordnung entsprach der in Bild 5.5 dargestellten. Die Prüfgeschwindigkeit betrug  $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ .



**Bild 5.5:** Versuchsanordnung des Kurzbiegeversuches nach DIN EN 2563

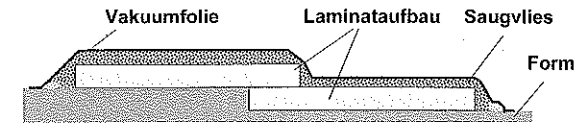
Aufgrund des großen Verhältnisses von Auflagerabstand zu Laminatdicke entsteht eine große Schubspannung im Laminat im Gegensatz zum Biegeversuch nach DIN EN 63. Die Messergebnisse sind allerdings nur gültig, wenn echtes Schubversagen im Laminat auftritt und kein zusätzliches Zug- oder Druckversagen oder eine plastische Deformation des Probekörpers.

Kurzbiegeversuche der untersuchten Werkstoffe führten mit Ausnahme des GF-PA12 zu echtem Schubversagen (vgl. Bild 5.6). Die gemessenen ILS-Werte sind in Tabelle 12.2 im Anhang aufgelistet.



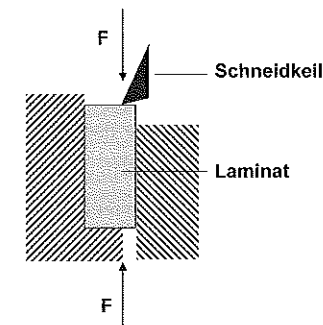
**Bild 5.6:** Querschnitt einer auf Schub versagten Kurzbiegeprobe aus CF-PPS

Als Vergleich wurden Laminatplatten mit einfacher Überlappung direkt im Autoklav hergestellt (vgl. Bild 5.7). Aus diesen Platten wurden 25 mm breite und 185 mm lange Zugscherproben mit einer Überlappungslänge von 15 mm herausgesägt und unter den gleichen Bedingungen geprüft wie die geschweißten Zugscherproben. Die hierbei gemessenen Werte stimmen sehr gut (Abweichung ca. 5 %) mit den im Kurzbiegeversuch ermittelten überein. Darüber hinaus konnte für das untersuchte GF-PA12 die ILS bestimmt werden.



**Bild 5.7:** Autoklavenaufbau zur Herstellung von ILS-Probekörpern

Der Schneidscherversuch, dessen Aufbau in Bild 5.8 dargestellt ist, ergab wesentlich kleinere ILS-Werte als mit den beiden o.g. Methoden ermittelt und führte zu extrem großen Standardabweichungen. Dies ist auf den heterogenen Aufbau der FKV zurückzuführen, denn die Schneiden erfahren beim Auftreffen auf die Verstärkungsfasern einen sehr viel höheren Widerstand als beim Auftreffen auf die duktile Matrix. Der Schneidscherversuch ist damit nicht geeignet zur Messung der ILS bei thermoplastischen FKV mit hohen Fasergehalten.



**Bild 5.8:** Versuchsanordnung des Schneidscherversuches nach [96]

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass sowohl mit den direkt im Autoklav hergestellten Probekörpern als auch mit dem Kurzbiegeversuch die ILS gut bestimmbar ist. Der Aufwand für die Herstellung der Autoklavproben ist zwar größer, man erhält mit diesen Proben jedoch einen besseren Referenzwert, da die gleichen Probekörpergeometrien und Prüfbedingungen wie beim Zugscherversuch der geschweißten Proben verwendet werden. Daher ist die Bestimmung der ILS mit direkt im Autoklav hergestellten überlappten Proben zu favorisieren.

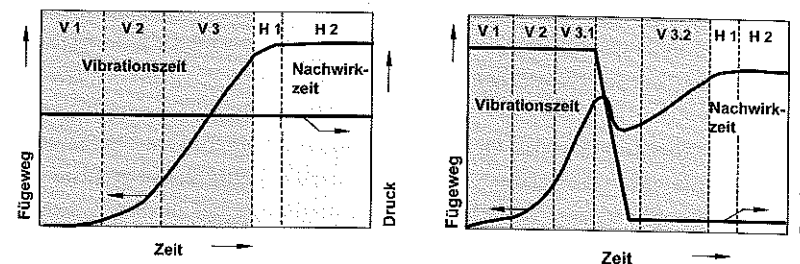
## 6 Vibrationsschweißen

### 6.1 Stand der Technik und Technologie des Vibrationsschweißens

Das Vibrationsschweißen ist ein in der Industrie bereits etabliertes Verfahren zum Schweißen von Thermoplastbauteilen. Besonders in der Automobilindustrie wird es seit Mitte der 70er Jahre zunehmend eingesetzt, so etwa zum Schweißen von Stoßfängern, Armaturentafeln, Seitenverkleidungen oder Ansaugrohren [97-103].

Vibrationsschweißen gehört zu den Verbindungstechniken, welche die zum Schweißen erforderliche Schmelztemperatur durch Friktion in der Fügezone erzeugen. In der Regel wird eine der zu verbindenden Werkstückhälften festgehalten und die andere relativ zu dieser bewegt. Die Bewegung ist oszillierend und kann linear, rotierend oder orbital ausgeführt werden, wobei im Folgenden nur auf das lineare Vibrationsschweißen eingegangen wird. Durch gleichzeitiges Aufbringen von Druck werden die Teile gefügt. Variable Prozessparameter sind Vibrationsfrequenz, -zeit, -amplitude, Nachwirkzeit, Schweißdruck und Nachwirkdruck. Der Fertigungsablauf sieht folgendermaßen aus: nachdem die zu fügenden Teile in ihren Aufnahmen am Ober- und Untertisch fixiert sind, wird der Untertisch angehoben, bis sich die Fügeflächen berühren. Nun wird der Schweißdruck aufgebracht und die Vibration gestartet. Der Thermoplast erweicht anfänglich durch Friktion, später durch hysteretische Schererwärmung. Durch den Schweißdruck werden dabei Schmelze und Fasern in den Schweißwulst gedrückt, wodurch die beiden Teile aufeinander zu bewegt werden und der Fügeweg entsteht. Nach dem Abschalten der Vibration verbleiben die Teile noch einige Sekunden unter Druck, dem sogenannten Haltedruck, bis der Thermoplast unter die Erstarrungstemperatur abgekühlt ist [104].

Durch zahlreiche wissenschaftliche Arbeiten existiert heute bezüglich des Vibrationsschweißens von unverstärkten Thermoplasten ein umfassendes Verständnis des Prozesses und seiner Einflussgrößen. Der Vibrationsschweißprozess lässt sich in vier zeitliche Phasen gliedern. Unterschieden wird zwischen den Phasen Feststoffreibung (V1), instationäre Schmelzreibung (V2), quasistationäre Schmelzreibung (V3) und Abkühl- bzw. Haltephase (H1, H2). Gekennzeichnet sind die einzelnen Phasen durch einen unterschiedlichen Verlauf des Fügeweges über der Zeit (vgl. Bild 6.1 links) [105-107]. In der ersten Phase wird Wärme durch Feststoffreibung erzeugt, wobei noch kein Fügeweg zurückgelegt wird. In der zweiten Phase erfolgt die Wärmeerzeugung aufgrund von Dissipation, während der Fügeweg langsam ansteigt. In der dritten Phase befinden sich Schmelzezeugung und Schmelzfluss in einem quasistationären Zustand, und der Fügeweg nimmt linear mit der Zeit zu. Die Abschmelzgeschwindigkeit ist demnach konstant. Nach dem Stopp der Vibrationsbewegung findet noch ein leichter Anstieg des Fügeweges statt bis das Polymer wieder seinen festen Zustand erreicht hat [104].



**Bild 6.1:** Fügeweg-Zeit-Verlauf beim linearen Vibrationsschweißprozess (links: konstanter Schweißdruck; rechts: variabler Schweißdruck)

Die wesentlichen Einflussparameter sind der Schweißdruck und der Fügeweg [108]. Die Vibrationsamplitude hat keinen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Fügenaht. Zur Erzielung einer kurzen Taktzeit sollte eine möglichst große Amplitude gewählt werden [104], da der Energieeintrag proportional zur Amplitude steigt [107]. Dies folgt nach [107] aus der Reibenergie

$$\frac{dW}{dt} = \mu \cdot p \cdot \bar{v}_x \cdot A_z \quad (6.1)$$

Hierin ist  $\bar{v}_x$  die mittlere Geschwindigkeit des Fügeteils in Reibrichtung, die folgendermaßen berechnet wird [107]

$$\bar{v}_x = 2\pi \cdot \hat{x} \cdot f - \frac{1}{4} \cdot \frac{\mu \cdot F_z}{m \cdot f} \quad (6.2)$$

Setzt man Gleichung 6.2 in Gleichung 6.1 ein, erhält man nach Umformung

$$\frac{dW}{dt} = 2\pi \cdot \hat{x} \cdot f \cdot \mu \cdot F_z - \frac{1}{4} \cdot \frac{\mu^2 \cdot F_z^2}{m \cdot f} \quad (6.3)$$

Da der negative Term in Gleichung 6.3 wesentlich kleiner ist als der positive, kann er vernachlässigt werden. Somit folgt:

$$\frac{dW}{dt} \sim \hat{x} \cdot F_z \quad (6.4)$$

In [109, 110] wurde festgestellt, dass ein maximaler Fügeweg existiert, ab dem sich die Fügenahtfestigkeit nicht weiter steigern lässt. In [104] wurde darüber hinaus nachgewiesen, dass nur eine ausreichende Fügenahtfestigkeit erzielt wird, wenn die Phase V3 (vgl. Bild 6.1 links) erreicht wurde.

Eine Verkürzung der Schweißzeit lässt sich durch eine Schweißdruckerhöhung erzielen, da der Energieeintrag auch proportional zum Schweißdruck bzw. zur Schweißkraft ansteigt (vgl. Gleichung 6.4). Allerdings wird durch eine Drucksteigerung die Fügenahtfestigkeit

verringert. Dies kann umgangen werden, wenn der Schweißprozess mit einem hohen Druck angefangen und dieser Druck nach einer gewissen Zeit abgesenkt wird. Dadurch ergibt sich der in Bild 6.1 rechts dargestellte Fügweg-Zeit-Verlauf [104].

Aufgrund des bereits existierenden Prozessverständnisses für unverstärkte Thermoplaste wird der Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit das Vibrationsschweißen betreffend auf die Überprüfung und Übertragung der Vibrationsschweißergebnisse auf thermoplastische Faser-Kunststoff-Verbunde gelegt.

## 6.2 Einflüsse der Prozessparameter

Die Untersuchungen wurden mit einer linearen Vibrationsschweißmaschine der Fa. Branson Ultraschall durchgeführt, deren technische Daten Kapitel 12.3 zu entnehmen sind. Die Anlage wurde erweitert um Messsysteme zur Erfassung

- des Fügeweges,
- der Vibrationsamplitude und
- der Schweißkräfte und -momente in allen drei Raumrichtungen.

Die Steuerung und Überwachung des Schweißprozesses erfolgen mit Hilfe eines Computers. Die Experimente wurden an glasgewebeverstärktem PP, PA 66 und PA 12 durchgeführt (vgl. Tabelle 12.2 im Anhang).

Die Vibrationsschweißversuche erfolgten fügwegeregelt, d.h. die Vibration wurde beendet, sobald der vorgegebene Soll-Fügweg erreicht wurde. Untersucht wurden die Einflüsse der Parameter Fügweg, Schweißdruck und Dicke der matrixreichen Außenschicht auf die Güte der Schweißverbindungen. Die matrixreichen Schichten wurden direkt bei der Herstellung der Halbzeuge im Autoklav durch Hinzufügen zusätzlicher Folien erzeugt. Die Vibrationsfrequenz war anlagenbedingt mit 240 Hz für alle Versuche konstant. Als Vibrationsamplitude wurde 0,9 mm (maschinenseitiges Maximum) gewählt, da mit dieser Einstellung in Vorversuchen übereinstimmend mit [104] die besten Schweißergebnisse erzielt wurden. Die Nachwirkzeit wurde nach Vorversuchen auf 20 Sekunden festgesetzt. Der Nachwirkdruck entsprach dem Schweißdruck in Phase V3 (vgl. Bild 6.1). Die Fügenahtfestigkeit wurde mit Hilfe von Zugscherversuchen an einfach überlappten Probekörpern (vgl. Bild 5.1 oben, Seite 16) in Anlehnung an DIN 53283 unter Verwendung der folgenden Versuchsparameter ermittelt:

Schenkellänge L:	100 mm
Überlappungslänge L <sub>0</sub> :	15 mm
Probekörperbreite B:	25 mm
Probekörperdicke D:	1,9 – 2,1 mm (je nach Laminat)

Freie Einspannlänge:	105 mm
Traversengeschwindigkeit:	2 mm·min <sup>-1</sup>
Prüfklima:	23 °C / 65 % relative Luftfeuchtigkeit
Probenanzahl:	5 je Parametervariation

### 6.2.1 Fügweg

Wie bei den unverstärkten Thermoplasten zeigt auch bei den thermoplastischen FKV der Fügweg einen deutlichen Einfluss auf die Fügenahtfestigkeit, wobei bei einem Fügweg von 0,8 mm bei allen untersuchten Werkstoffen die maximale Nahtfestigkeit erreicht wurde. Größere Fügewege führten zu keiner bzw. einer nur sehr geringen Festigkeitserhöhung (Bild 6.2). Dies stimmt mit den Ergebnissen aus [109, 110] überein. Ist der Fügweg kleiner als 0,5 mm, fällt die Fügenahtfestigkeit rapide ab. Dies lässt sich dadurch erklären, dass bei kleinen Fügewegen die Schweißzeit kleiner ist als die Reptation-Zeit, und somit keine ausreichende Diffusion der Makromoleküle stattfindet (vgl. Kapitel 2.1, Seite 4). Durch eine Verringerung des Schweißdruckes kann zwar die Schweißzeit erhöht werden, allerdings ist ein Mindestdruck erforderlich, ab dem erst ein Aufschmelzen der Matrix erfolgt. Hierauf wird im folgenden Kapitel näher eingegangen.

### Zugscherfestigkeit [MPa]

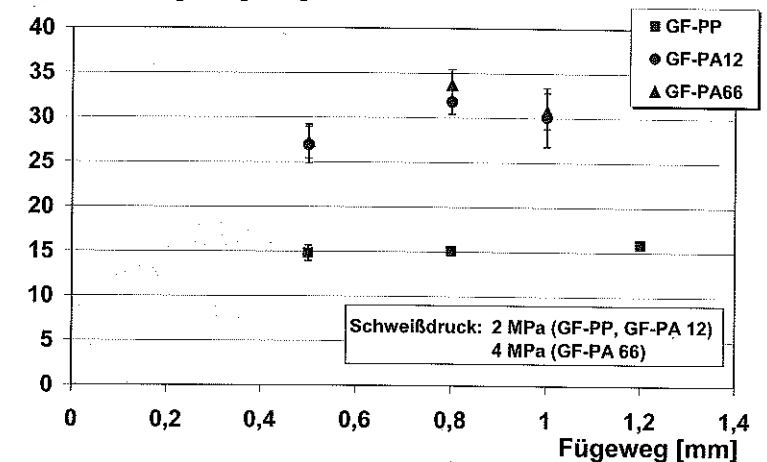


Bild 6.2: Einfluss des Fügeweges auf die Fügenahtfestigkeit

### 6.2.2 Schweißdruck

Der Einfluss des Schweißdruckes auf die Zugscherfestigkeit der vibrationsgeschweißten Verbindungen ist in Bild 6.3, Bild 6.4 und Bild 6.5 dargestellt. Um den Matrixanteil in der

Fügezone zu erhöhen, welcher bei den untersuchten Laminaten nur 30 – 40 Gew.-% beträgt, wurden neben ausgeglichenen Laminaten auch solche mit matrixreichen Außenschichten untersucht. In Bild 6.3 sind exemplarisch für ein GF-PP Laminat zusätzlich die Zugscherfestigkeitswerte bei Verwendung einer matrixreichen Außenschicht dargestellt. Diese Werte waren generell niedriger als die bei ausgeglichenen Laminaten, was einerseits an der maximalen Schichtdicke von 0,4 mm in Relation zur minimalen Schweißtiefe von 0,5 mm lag. Andererseits bedeutet eine größere Matrixschichtdicke jedoch ein zusätzliches Gewicht, was dem Leichtbaugedanken widerspricht und daher in der vorliegenden Arbeit nicht untersucht wurde. Der Schweißdruck wurde während der Vibrations- und der Nachwirkzeit jeweils konstant gehalten (vgl. Bild 6.1, links). Der minimale Schweißdruck, bei dem noch ein Aufschmelzen des Matrixpolymers möglich war, betrug bei allen untersuchten Faser-Kunststoff-Verbunden 2 MPa. Bei kleineren Schweißdrücken konnte kein Fügweg erzielt werden. Zu erkennen ist, dass für das untersuchte GF-PA 12 die interlaminaire Scherfestigkeit des Basiswerkstoffes erreicht wurde (Bild 6.4), während für das untersuchte GF-PP 73 % (Bild 6.3) und das GF-PA 66 80 % (Bild 6.5) der interlaminairen Scherfestigkeit erzielt wurden.

## Zugscherfestigkeit [MPa]

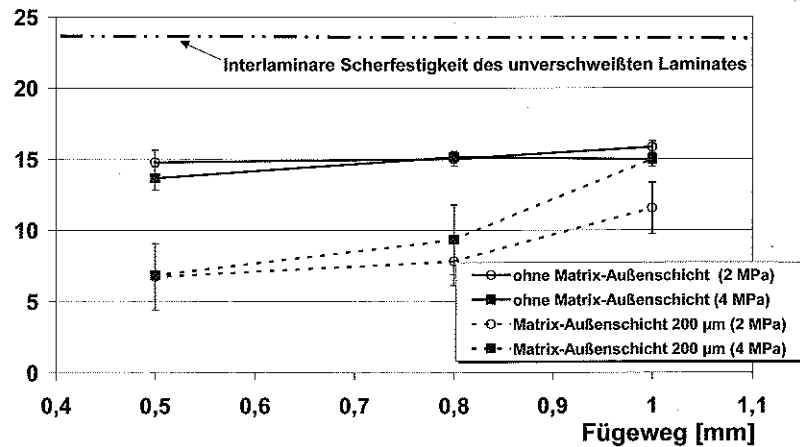


Bild 6.3: Einfluss des Schweißdruckes und der Dicke der matrixreichen Außenschicht auf die Zugscherfestigkeit vibrationsgeschweißter Probekörper aus GF-PP

## Zugscherfestigkeit [MPa]

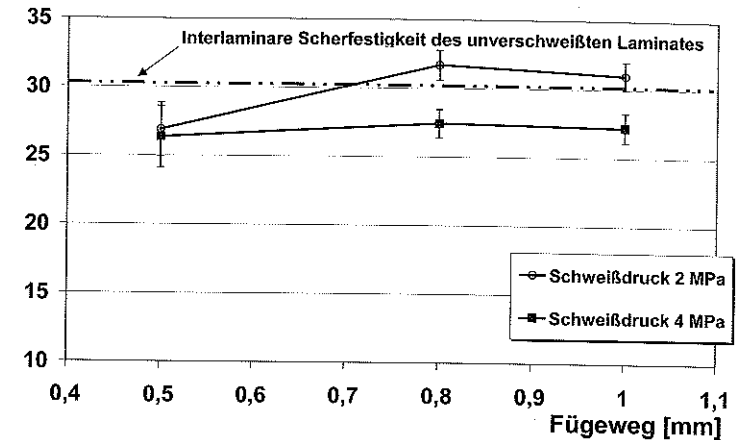


Bild 6.4: Einfluss des Schweißdruckes auf die Zugscherfestigkeit vibrationsgeschweißter Probekörper aus GF-PA 12

## Zugscherfestigkeit [MPa]

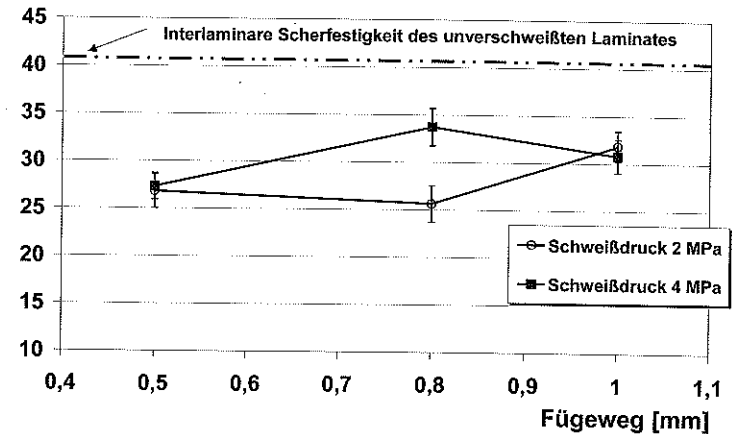


Bild 6.5: Einfluss des Schweißdruckes auf die Zugscherfestigkeit vibrationsgeschweißter Probekörper aus GF-PA 66

Bei den ausgeglichenen Laminaten wurde in der Regel mit dem kleineren Druck die höhere Fügenahtfestigkeit erzielt, was mit den Untersuchungen an unverstärkten Thermoplasten übereinstimmt [104]. Allerdings konnte keine eindeutige Abhängigkeit der Festigkeit vom Schweißdruck identifiziert werden.

Beim glasgewebeverstärkten Polyamid 12 wurde sogar eine etwas höhere Zugscherfestigkeit als die interlaminae Scherfestigkeit des unverschweißten Laminates erreicht (vgl. Bild 6.4). Dies kann dadurch erklärt werden, dass die Faserlagen beim verschweißten Werkstoff in der Fügezone nicht mehr voneinander getrennt sind wie beim unverschweißten, sondern ineinander übergehen und der Faseranteil im Bereich der Fügezone ansteigt, einhergehend mit einer Stauchung der Faserbündel (vgl. Bild 6.6). Bild 6.7 veranschaulicht dies schematisch. Zwar ist auch bei den anderen vibrationsgeschweißten überlappten Verbindungen dieser Effekt zu beobachten, jedoch scheint darüber hinaus das verwendete Polyamid 12 aufgrund seiner Schmelzeviskosität und Molekulargewichtsverteilung eine besonders gute Schweißneigung zu besitzen.

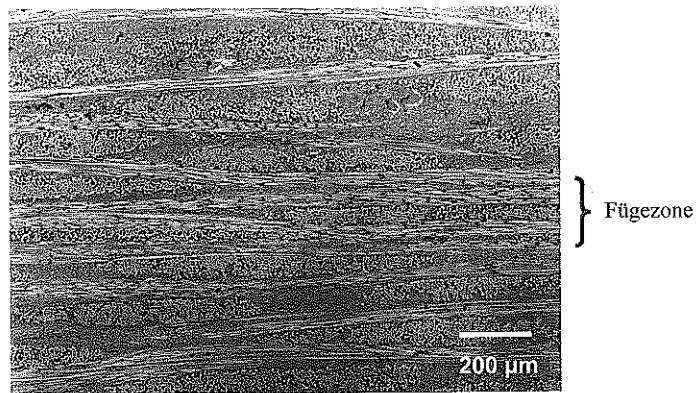


Bild 6.6: Mikroskopiebild einer vibrationsgeschweißten Probe aus GF-PA 12

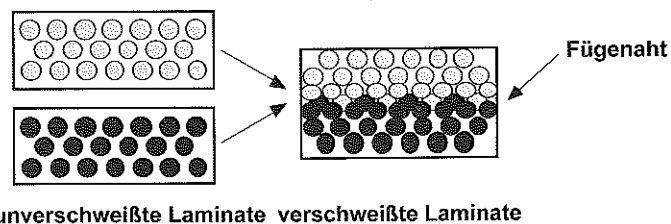


Bild 6.7: Schema der Faserbündelkompaktierung und Faseranhäufung in der Fügezone (hier: unidirektionales Laminate; für Gewebeverstärkung auch Verhakung der Faserbündel in der Bildebene)

Wie Bild 6.8 zeigt, kann durch eine Verdoppelung des Schweißdruckes von 2 MPa auf 4 MPa eine Reduzierung der Vibrationszeit auf etwa 50 % erzielt werden. Bei sehr hohen Schweißdrücken bzw. sehr kurzen Vibrationszeiten ist allerdings keine ausreichende Schmelzbildung

mehr gewährleistet, und die Schweißnahtfestigkeit nimmt stark ab, so dass die Fügenähte mit Handkraft zerstört werden können.

### Schweißzeit [s]

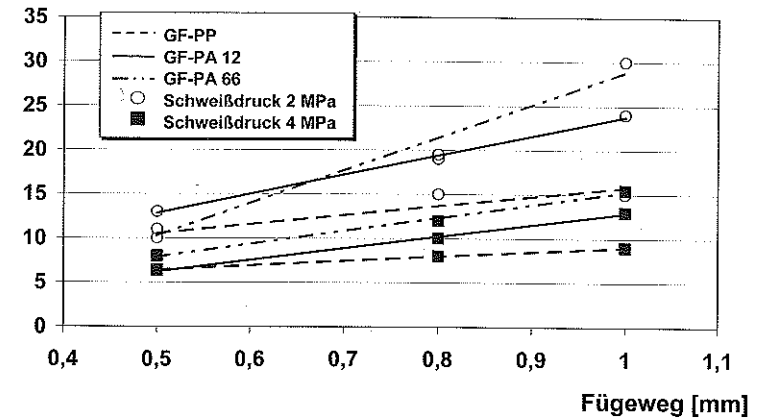


Bild 6.8: Abhängigkeit der Schweißzeit vom Schweißdruck und vom Fügeweg

#### 6.2.2.1 Variabler Schweißdruck

Das Steuerungsprogramm wurde um eine rechnergesteuerte, fügewegabhängige Schweißdruckabsenkung während der Vibrationsphase V3 erweitert, wie sie in [104] vorgeschlagen wird. Die Analyse des Fügeweg-Zeit-Verlaufes ergab als charakteristisches Merkmal ein Maximum der 1. Ableitung des Fügeweges nach der Zeit in Phase V3 und somit einen Nulldurchgang der 2. Ableitung (vgl. Bild 6.9). Aus diesem Grund wurde das Steuerungsprogramm um eine online-Berechnung der 1. und 2. Ableitung und eine automatische Absenkung des Schweißdruckes bei Erreichen des Nulldurchganges erweitert. Allerdings ist die Abgrenzung der einzelnen Schweißphasen beim Vibrationsschweißen von Faser-Kunststoff-Verbunden weniger ausgeprägt als bei unverstärkten Thermoplasten. Dies ist auf den Einfluss der Verstärkungsfasern zurückzuführen, welche höhere Reibkräfte bewirken, die den Reibkräften durch die Polymerreibung überlagert sind. Dadurch kommt es zu einem "Verschmieren" der einzelnen Schweißphasen, was die Analyse des Fügewegverlaufes besonders für glasfaserverstärkte Thermoplaste erschwert.

Durch den Beginn der Schweißphase mit einem hohen Druck und anschließender Druckabsenkung konnte die Trockenreibphase verkürzt und die gesamte Schweißzeit um etwa 20 % gesenkt werden ohne Einbußen bei der Verbindungsfestigkeit. Eine Festigkeitssteigerung, wie in [104] vorhergesagt, konnte jedoch nicht erzielt werden. In Bild 6.10 ist der Fügewegverlauf für konstanten und variablen Schweißdruck gegenübergestellt.



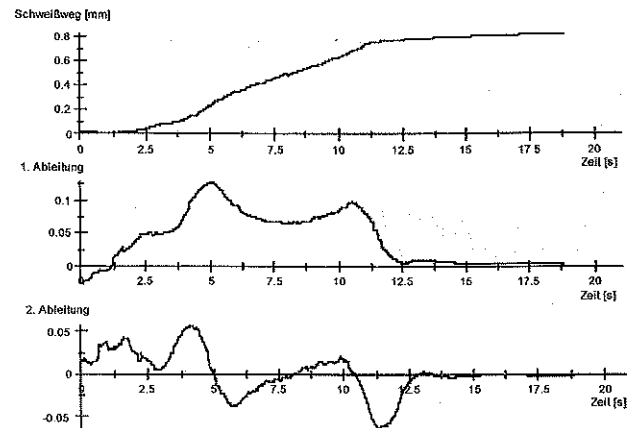


Bild 6.9: Verlauf des Fügeweges und seiner 1. und 2. Ableitung über der Zeit

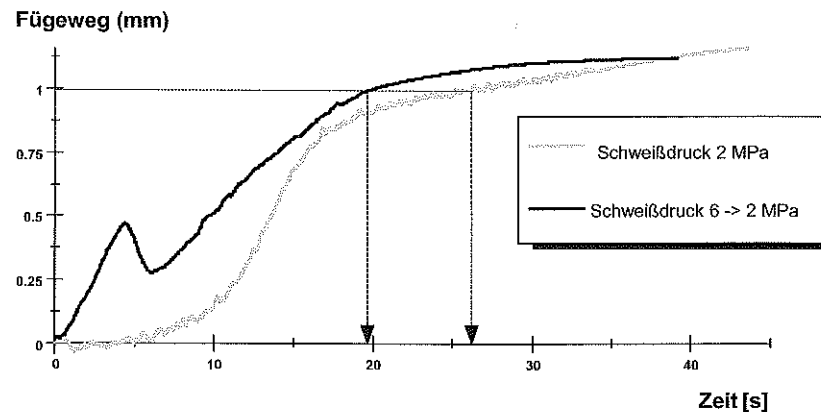


Bild 6.10: Fügwegverlauf bei konstantem und variablem Schweißdruck

### 6.3 T-Profile

Für viele technische Anwendungen wird eine glatte Oberfläche gefordert (Stichwort: Class A). Diese wird zurzeit aufgrund unerwünschter Oberflächentexturen mit den thermoplastischen Hochleistungs-Faserverbunden nicht erreicht [111]. Unverstärkte Thermoplaste besitzen hier einen eindeutigen Vorteil. Nachteilig wirkt sich jedoch deren geringe Steifigkeit aus, weshalb Thermoplastbauteile meist konstruktiv, z.B. durch Rippen, versteift werden müssen. Diese

Versteifungsrippen werden derzeit vorwiegend direkt im Spritzgussprozess angespritzt und müssen relativ breit sein, um eine ausreichende Biegesteifigkeit zu erzielen. Die Rippenbreite ist allerdings limitiert, da ab einer Breite von etwa 0,5 mal der Bauteildicke Einfallstellen infolge unterschiedlicher Schwindung auftreten [112]. Zur Gewichtsreduzierung oder Steifigkeitserhöhung bietet sich eine Kombination aus verstärkten und unverstärkten Thermoplasten an, welche die Vorteile beider Werkstoffe in sich vereint. So ist zum Beispiel eine Versteifungsrippe aus einem thermoplastischen FKV auf einem Bauteil aus unverstärkten Thermoplasten denkbar. Um diese Möglichkeit zu bewerten, wurden die in Bild 6.11 dargestellten T-Profile hergestellt und untersucht. Die Versteifungsrippe bestand aus GF-PP (vgl. Tabelle 12.2 im Anhang) und hatte eine Dicke von 1,8 mm. Der unverstärkte Grundkörper bestand aus einer 3,2 mm dicken Platte aus Stamylen® P 43T1030 (Polypropylen mit 30 Gew.-% Talkum), einem in der Automobilindustrie eingesetzten Werkstoff. Aufgrund der geringen Fügefläche bietet sich als Verbindungstechnik das Vibrationsschweißen an. Ziel war es, zur Erhöhung der Verbindungsfestigkeit und -steifigkeit neben dem Stoffschluss auch einen Formschluss zu erreichen.

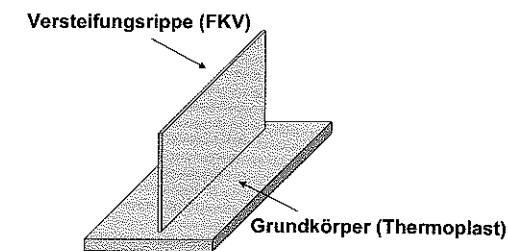
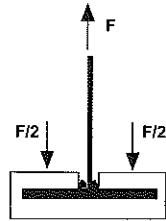


Bild 6.11: Vibrationsgeschweißtes T-Profil

Zur Optimierung der Prozessparameter wurden Schweißversuche mit unterschiedlichen Schweißdruck/Fügweg-Kombinationen durchgeführt. Die Vibrationsamplitude betrug 0,9 mm und der Haltedruck entsprach dem Schweißdruck in Phase V3. Die Prüfung der Verbindungsfestigkeit erfolgte zunächst an 25 mm breiten Proben, die aus den geschweißten T-Profilen herausgesägt wurden, wobei die Versuchsanordnung der in Bild 6.12 dargestellten entsprach. Die Versteifungsrippe wurde mit einer Geschwindigkeit von  $2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  aus dem Grundkörper gezogen, der fest eingespannt war, um Deformationen und Biegespannungen zu vermeiden.



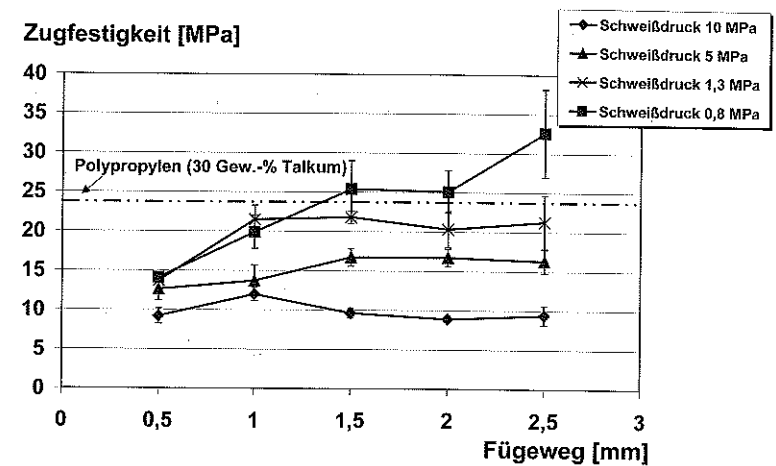
**Bild 6.12:** Versuchsanordnung zur Prüfung der Verbindungsfestigkeit der T-Profile

Der Einfluss der Schweißparameter Fügeweg und Schweißdruck auf die Zugfestigkeit der T-Profile ist in Bild 6.13 dargestellt. Als Fügeweg wird hier die Eindringtiefe des faserverstärkten in den unverstärkten Thermoplasten bezeichnet. Der Schweißdruck wurde während der Vibrations- und der Nachwirkzeit jeweils konstant gehalten.

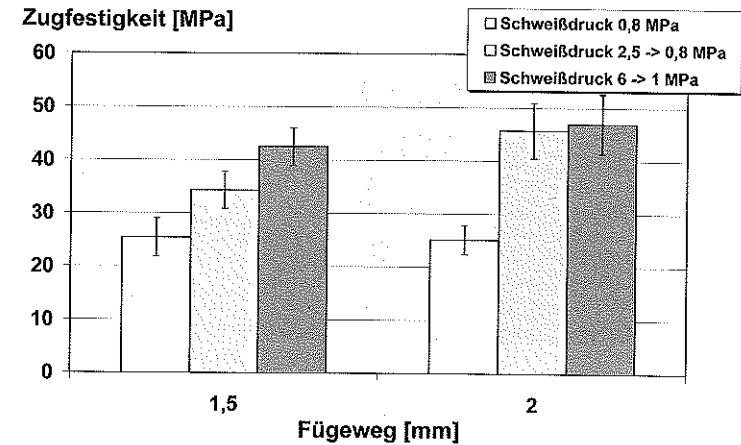
Die wahre Fügenahtfläche, auf die sich die Bruchkraft bezieht, wurde mit Hilfe mikroskopischer Aufnahmen ermittelt (siehe unten). Sie ändert sich in Abhängigkeit vom Schweißdruck und besitzt eine dreieckige bis rechteckige Form. In Bild 6.13 ist ein starker Abfall der Zugfestigkeit mit steigendem Schweißdruck zu erkennen. Erst bei einer Verringerung des Schweißdruckes auf 0,8 MPa kann die Zugfestigkeit des Stamylen<sup>®</sup> überschritten werden.

Nicht ganz so ausgeprägt wie der Einfluss des Schweißdruckes auf die Zugfestigkeit der T-Profile ist der Einfluss des Fügeweges. Während bei den meisten untersuchten Schweißdrücken die maximale Zugfestigkeit zwischen 1 mm und 1,5 mm erreicht wurde, wird die maximale Zugfestigkeit bei einem Schweißdruck von 0,8 MPa erst beim größten untersuchten Fügeweg von 2,5 mm erreicht, allerdings bei einer sehr großen Standardabweichung. Eine weitere Erhöhung des Fügeweges war mit der verwendeten Dicke des unverstärkten Fügepartners von 3,2 mm nicht möglich, da infolge der dann zu geringen Restdicke dieses Fügepartners Kerbeffekte entstehen.

Durch die Absenkung des Schweißdruckes während der Vibrationsphase (vgl. Bild 6.1 rechts, Seite 25) konnte die Zugfestigkeit weiter gesteigert werden. Bild 6.14 zeigt die erzielten Zugfestigkeitswerte exemplarisch für die Fügewege 1,5 mm und 2 mm. Als Vergleichswert dient die höchste Zugfestigkeit, die bei den Schweißversuchen mit konstantem Schweißdruck (0,8 MPa) erzielt wurde.



**Bild 6.13:** Einfluss des Schweißdruckes und des Fügeweges auf die Zugfestigkeit der T-Profile

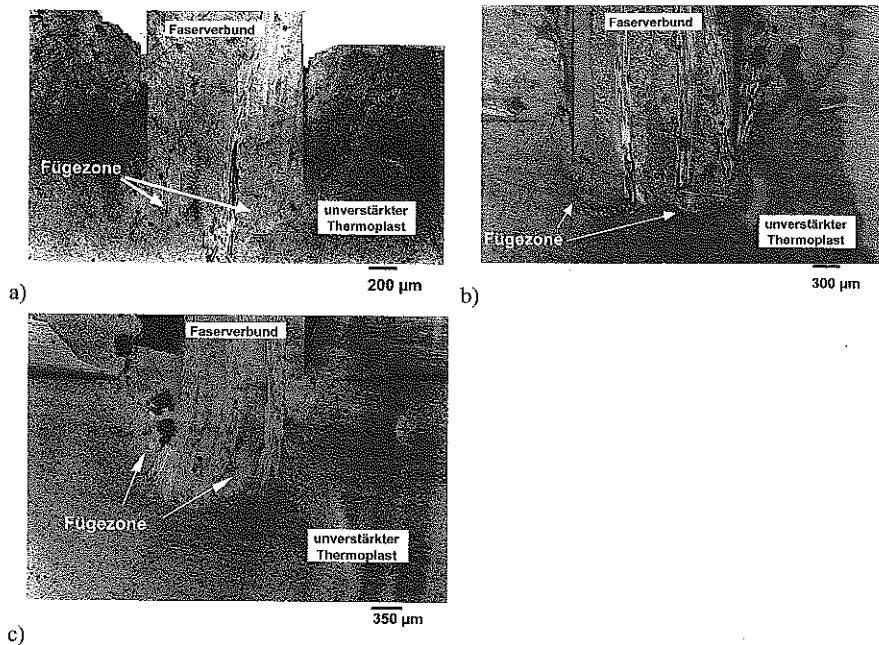


**Bild 6.14:** Zugfestigkeit der T-Profile bei variablem und konstantem Schweißdruck

Anhand der lichtmikroskopischen Aufnahmen (Bild 6.15 a-c), welche einen Schnitt der Fügezonen quer zur Vibrationsrichtung zeigen, lassen sich die in den Zugversuchen gewonnenen Ergebnisse anschaulich erklären. Auffallend ist der Spalt zwischen den Seitenrändern der faserverstärkten Komponente und der unverstärkten Komponente. In diesem Bereich hat keine Verschweißung stattgefunden. Dies lässt sich dadurch erklären, dass der Schweißdruck nur

aufgebracht werden kann, wenn die Fügeebene parallel zur Vibrationsrichtung ausgerichtet ist bzw. einen maximalen Neigungswinkel von  $10^\circ$  zur Vibrationsrichtung besitzt. Die Seitenränder der faserverstärkten Komponente stehen jedoch im  $90^\circ$ -Winkel zur Vibrationsrichtung.

Weiterhin ist zu erkennen, dass sich die Fügezonengeometrie mit abnehmendem Schweißdruck von dreieckig zu rechteckig verändert. Damit einhergehend erfolgt bei einem höheren Schweißdruck eine größere Faserabrasion. Weiterhin ist in Bild 6.15c eine stark ausgeprägte Auffächerung der Fasern in der Fügezone erkennbar, welche neben der Verschweißung der Polymere zusätzlich eine mechanische "Verkrallung" der Verstärkungsfasern in der unverstärkten Komponente bewirkt. Hierdurch lässt sich die deutlich höhere Zugfestigkeit dieser Verbindung erklären.



**Bild 6.15:** Lichtmikroskopische Aufnahme der Fügezone der T-Profile

- a) Schweißdruck: 10 MPa  
 b) Schweißdruck: 5 MPa  
 c) Schweißdruck: 6 -> 1 MPa

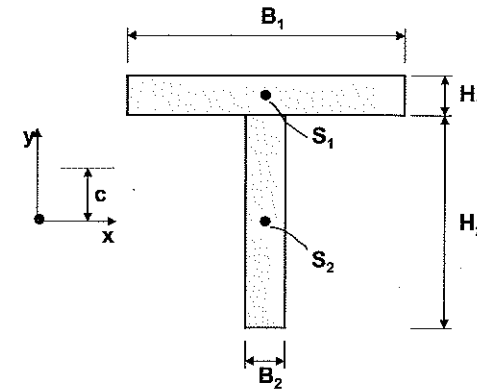
Um den Steifigkeitsgewinn bzw. die Gewichtsersparnis der T-Profile aus FKV/Thermoplast gegenüber direkt angespritzten Rippen zu ermitteln, wurden die T-Profile mit Hilfe von 3-Punkt-Biegeversuchen geprüft. Dazu wurden T-Profile aus GF-PP/Stamylan und solche aus Stamylan/Stamylan als Repräsentant für angespritzte Rippen vibrationsgeschweißt. Die Herstellung erfolgte mit den optimierten Schweißparametern (Druck: 6 -> 1 MPa; Fügweg: 2 mm). Die

Versuche ergaben eine höhere Steifigkeit und Bruchkraft der GF-PP/Stamylan-Profile gegenüber den Stamylan/Stamylan-Profilen (Tabelle 6.1), obwohl das Flächenträgheitsmoment der Stamylan/Stamylan-Profile aufgrund der größeren Dicke der Verstärkungsrippe (3,2 mm gegenüber 1,8 mm der GF-PP-Rippe) deutlich größer ist.

**Tabelle 6.1:** Ergebnisse der 3-Punkt-Biegeversuche (Standardabweichung in Klammern)

Werkstoffkombination	Bruchkraft	Biege E-Modul
	N	MPa
GF-PP/Stamylan	1450 (145)	120 (13)
Stamylan/Stamylan	1080 (24)	94 (18)

Von Interesse ist der Steifigkeitsgewinn der GF-PP/Stamylan-Profile gegenüber den Stamylan/Stamylan-Profilen bei gleicher Breite der Verstärkungsrippen (also gleichem Flächenträgheitsmoment) bzw. die Gewichtsreduzierung bei gleicher Steifigkeit. Hierzu wurde die Biegesteifigkeit  $EI$  des in Bild 6.16 dargestellten Profilquerschnittes in Abhängigkeit von der Breite  $B_2$  und dem Werkstoff der Verstärkungsrippe berechnet. Die Größen  $B_1$ ,  $H_1$  und  $H_2$  wurden konstant gehalten.



**Bild 6.16:** Geometrische Größen des T-Profil Querschnittes

Für die Gesamt-Biegesteifigkeit  $E_G I_G$  des zusammengesetzten Querschnittes gilt

$$E_G \cdot I_G = E_1 \cdot \left( \frac{B_1 \cdot H_1^3}{12} + r_1^2 \cdot A_1 \right) + E_2 \cdot \left( \frac{B_2 \cdot H_2^3}{12} + r_2^2 \cdot A_2 \right) \quad (6.5)$$

Hierin sind

$$r_1 = c + S_1 \quad (6.6)$$

$$r_2 = S_2 - (c + H_1) \quad (6.7)$$

Die Lage  $c$  der neutralen Faser ergibt sich aus dem Kräftegleichgewicht

$$E_1 \cdot B_1 \cdot \int_c^{c+H_1} y dy + E_2 \cdot B_2 \cdot \int_{-(H_2-c)}^c y dy = 0 \quad (6.8)$$

In Bild 6.17 sind die Biegesteifigkeitswerte der T-Profile in Abhängigkeit von der Rippenbreite  $B_2$  für die untersuchten Werkstoffkombinationen dargestellt. Für die Berechnung wurden folgende Werte verwendet:

$E_{\text{Stamylan}}$ : 2500 MPa

$E_{\text{GF-PP}}$ : 12000 MPa

$H_1$ : 3,2 mm (Dicke der Stamylanplatte)

$H_2$ : 20 mm

$B_1$ : 20 mm

$\rho_{\text{Stamylan}}$ : 1300 kg·m<sup>-3</sup>

$\rho_{\text{GF-PP}}$ : 1510 kg·m<sup>-3</sup>

Man erkennt in Bild 6.17, dass eine Rippe aus Stamylan 8,7 mm breit sein müsste, damit das T-Profil die gleiche Biegesteifigkeit erhält wie mit einer Rippe aus GF-PP mit 1,8 mm Breite.

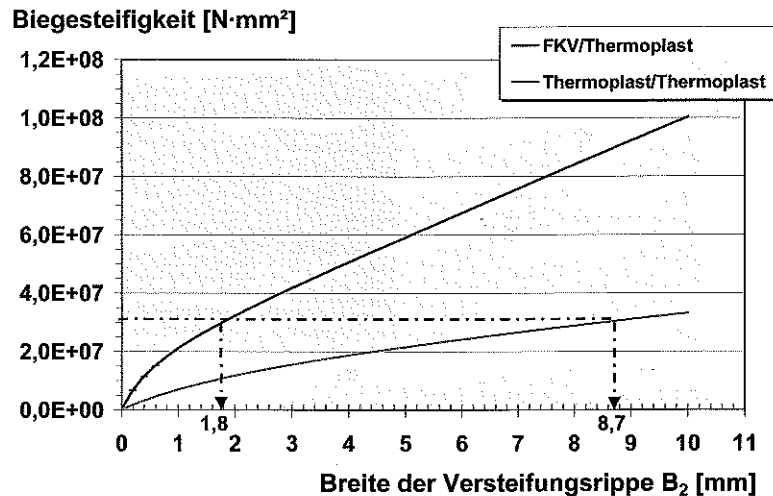


Bild 6.17: Biegesteifigkeit der T-Profile als Funktion der Breite der Versteifungsrippe

Der Vergleich der Rippengewichte zeigt, dass die Stamylan-Rippe bei gleicher Steifigkeit des T-Profils etwa 3,5 mal schwerer ist als die GF-PP-Rippe.

$$\frac{m_{\text{Stamylan}}}{m_{\text{GF-PP}}} = \frac{\rho_{\text{Stamylan}} \cdot B_{2,\text{Stamylan}} \cdot H_2 \cdot L_2}{\rho_{\text{GF-PP}} \cdot B_{2,\text{GF-PP}} \cdot H_2 \cdot L_2} = 3,6 \quad (6.9)$$

Selbstverständlich ist dieser Gewichtsvorteil mit den Kosten für den zusätzlichen Schweiß-Arbeitsgang abzuwägen. Zu beachten ist jedoch die beim Spritzguss infolge von Einfallstellen durch Materialschwindung begrenzte Rippenbreite von maximal 0,5 mal der Bauteildicke [112]. Für die untersuchte Bauteildicke von 3,2 mm ist somit eine maximale Rippenbreite von 1,6 mm herstellbar, was nur ca. 20 % der notwendigen Breite von 8,7 mm beträgt. Daher müsste ein mit Thermoplastrippen versteiftes Bauteil eine Vielzahl von Verrippungen besitzen.

#### 6.4 Fazit

Prinzipiell konnten die in der Literatur ermittelten Ergebnisse bezüglich der Einflussparameter beim Vibrationsschweißen bestätigt werden. Darüber hinaus wurden folgende Erkenntnisse gewonnen:

- die zum Verschweißen von thermoplastischen FKV erforderlichen Drücke sind höher als die für unverstärkte Thermoplaste (2-4 MPa gegenüber 0,5-2 MPa),
- die Schweißzeiten für thermoplastische FKV sind länger als bei unverstärkten Thermoplasten (30-40 Sekunden gegenüber 10-15 Sekunden),
- die Schweißdruckabsenkung in Phase V3 führt bei überlappten Verbindungen aus thermoplastischen FKV zu keiner Erhöhung der Fügehaftfestigkeit,
- bei T-Profilen aus thermoplastischen FKV und unverstärkten Thermoplasten konnte allerdings durch eine Druckabsenkung eine Steigerung der Zugfestigkeit um ca. 40 % erzielt werden,
- die Abgrenzung der Schweißphasen ist bei thermoplastischen FKV weniger ausgeprägt als bei unverstärkten Thermoplasten und
- der Faservolumengehalt in der Fügehaft ist nach dem Verschweißen höher als im Ausgangslaminat.

## 7 Induktionsschweißen

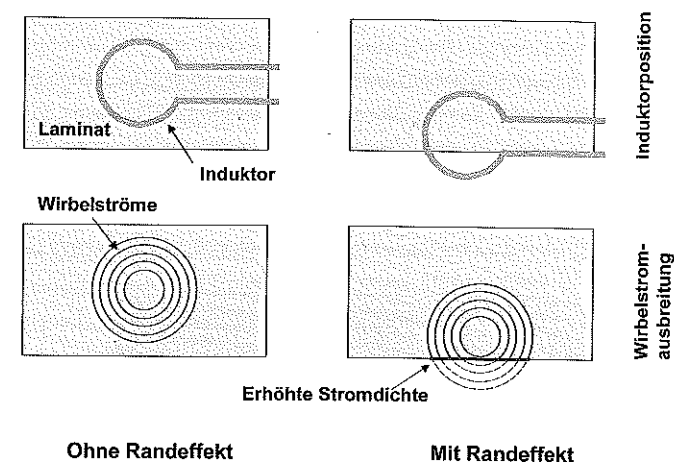
### 7.1 Prinzip der induktiven Erwärmung und Stand der Technik

Wird ein elektrisch leitender, nicht-magnetischer Werkstoff einem elektromagnetischen Wechselfeld ausgesetzt, so werden Wirbelströme induziert und der Werkstoff erwärmt sich infolge von Widerstandsverlusten dieser Wirbelströme [38]. Die Leitfähigkeit von Kohlenstofffasern ( $\sigma = 10^5$  bis  $10^6 \text{ S} \cdot \text{m}^{-1}$  [113]) ist z.B. ausreichend für eine induktive Erwärmung.

Für die induktive Erwärmung von CFK werden in der Literatur zwei konträre Erwärmungsprinzipien propagiert: während in [45] entsprechend der Induktionserwärmung bei Metallen Widerstandsverluste in den Kohlenstofffasern für die Wärmezeugung verantwortlich gemacht werden, begründet [44] die induktive Erwärmung mit dielektrischen Verlusten im Matrixpolymer. Beide Theorien wurden experimentell verifiziert und werden im Folgenden diskutiert sowie eigenen Untersuchungen gegenübergestellt, da der Erwärmungsmechanismus von grundsätzlicher Bedeutung für das Induktionsschweißen ist.

Miller [45] verwendete für seine Versuche Frequenzen von 220 kHz und 450 kHz und Lamine aus CF-PEEK bzw. CF-PEI mit unidirektionaler und quasiisotroper Faseranordnung sowie Gewebeverstärkung. Es zeigte sich, dass die erwärmte Fläche ein Spiegelbild der Induktionsspule, des sogenannten Induktors, ist und dass die im Laminat induzierten Wirbelströme entlang elektrisch leitender Pfade fließen, welche durch die Kohlenstofffasern gebildet werden. Deren Leitfähigkeit ist jedoch in Faserachsrichtung um Größenordnungen höher als in radialer Richtung, so dass der induzierte Strom fast ausschließlich in Faserachsrichtung fließt. Damit elektrisch leitende Pfade entstehen, müssen daher Faserkreuzungspunkte vorhanden sein. Dies ist in Laminaten mit unidirektionaler Faseranordnung nicht der Fall, so dass diese nur unzureichend induktiv erwärmt werden konnten. Eine Ausnahme bilden rotationssymmetrische Körper mit UD-Verstärkung, da bei diesen die Fasern einen geschlossenen Kreis bilden, entlang dem der Strom fließen kann. Sehr gut erwärmt werden konnten quasiisotrope und gewebeverstärkte Lamine, kaum erwärmt werden konnten dagegen schlecht konsolidierte Lamine bzw. nur in losem Kontakt befindliche Laminatlagen. Basierend auf diesen Beobachtungen wurde die Erwärmung damit begründet, dass der Strom im Laminat über die Faserkreuzungspunkte von Faserlage zu Faserlage fließt und Joule-Verluste in den Fasern entstehen. Die Verringerung der Kontaktstellen führt zu schlechterem Stromfluss und geringerer Erwärmung. Miller [45] wies außerdem nach, dass der Strom globale Stromschleifen bildet. Sobald der Induktor über das zu erwärmende Laminat hinausragt, sich dessen Rand näherte oder die Fasern durch Einkerbungen unterbrochen wurden, kam es zu Randüberhitzungen. Dies kann anhand von Bild 7.1 erklärt werden. Wenn die globalen Stromschleifen die Laminatfläche überragen (Bild 7.1 rechts), kommt es am Laminatrand zu einer Erhöhung der Stromdichte und dadurch zu einer gesteigerten

Wärmeerzeugung. Der Grund hierfür ist, dass die das Laminat überragenden Stromschleifen sich nicht in der Luft fortsetzen können, sondern nur im Laminat selbst, also am Laminatrand.



**Bild 7.1:** Einfluss des Induktor-Randabstandes auf die Wirbelstromausbreitung

Temperaturmessungen ergaben eine starke Abnahme der Erwärmung mit steigendem Abstand zwischen Induktor und Laminatoberseite. Diese Abnahme konnte durch die Verwendung von zwei gegenüberliegenden Spulen, je eine auf beiden Seiten des Laminates, leicht reduziert werden.

Bei der induktiven Erwärmung von Metallen existiert ein optimaler Abstand zwischen Spule und Werkstück, bei dem eine maximale Kopplung zwischen Induktionsspule und Werkstück erfolgt und eine maximale Energieübertragung stattfindet. Diese Kopplung hat auch eine Rückwirkung auf den Strom in der Induktionsspule. Ein solches Verhalten konnte in [45] für die untersuchten Lamine nicht beobachtet werden. Dies bedeutet, dass das Magnetfeld im Werkstück vom Magnetfeld der Spule dominiert ist und daher das durch den induzierten Strom hervorgerufene Magnetfeld zweitrangig ist. Dies ist auf die geringe magnetische Permeabilität von CFK ( $\mu_r \approx 1$ ) zurückzuführen.

Die Temperaturverteilung über der Laminatdicke wurde nicht gemessen. Jedoch wurde für die verwendete Frequenz von 450 kHz eine Stromeindringtiefe von 16 mm berechnet, was weit über der maximal verwendeten Laminatdicke lag, so dass keine Temperaturunterschiede über der Laminatdicke erwartet wurden. Die Abnahme der magnetischen Feldstärke mit dem Abstand von der Spule wurde dabei allerdings nicht berücksichtigt.

Bei Versuchen mit bewegtem Induktor konnte der Laminatrand beim Eintritt der Spule in das Laminat und beim Austritt aus dem Laminat auf einer Länge von etwa der halben Spulenlänge nicht aufgeschmolzen werden. Dies wurde damit begründet, dass erst ein Strom fließen kann,

wenn sich der Induktor etwa mit seiner halben Länge über dem Laminat befindet. Durch eine Verringerung des Vorschubs konnte dieses Problem gelöst werden. Allerdings blieb immer noch die Überhitzung der Eintritts- und Austrittsstelle durch die oben beschriebenen Randeffekte.

Die Theorie der dielektrischen Erwärmung von CFK [44] wird damit begründet, dass die zwischen den Kohlenstofffasern befindliche Polymerschicht so dick ist, dass keine Wirbelströme zwischen den Fasern fließen können. Daher sammeln sich die Elektronen an den Faserkreuzungspunkten, und ein Kondensator-Effekt entsteht. Der Energieverlust im Dielektrikum wird als Hauptgrund für die Erwärmung identifiziert. Die Theorie basiert auf der Beobachtung, dass die Erwärmung in einem  $(0/90)_s$ -Laminat unterhalb einer runden Spule zuerst an den Ecken stattfindet (vgl. Bild 7.2). Dort wird Ladungsaustausch zwischen den Fasern vermutet.

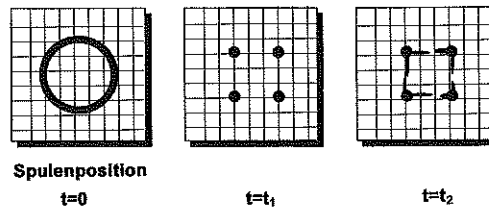


Bild 7.2: Spulenposition und Erwärmungsbild in einem  $(0/90)_s$ -Laminat zu verschiedenen Zeitpunkten  $t$  [44]

Eigene Untersuchungen zum Erwärmungsmechanismus ergaben, dass die induktive Erwärmung von CFK auf Stromfluss in den Fasern bzw. zwischen den sich kreuzenden Faserlagen und Joulesche Wärmeverluste in den Fasern zurückzuführen ist [114]. Die Untersuchungen wurden an einem CF-PPS Laminat mit einer Lage Kohlenstofffaser-Gewebe und einem reinen Kohlenstofffasergewebe ohne Matrixpolymer durchgeführt. Beide wurden unter gleichen Prozessbedingungen induktiv erwärmt und die Oberflächentemperatur mit Hilfe einer Infrarotkamera gemessen. Es zeigte sich, dass die maximal erreichbare Temperatur bei beiden Proben unabhängig von den Prozessparametern jeweils gleich war. Deshalb kann ein Einfluss des Matrixpolymers auf den Erwärmungsmechanismus und somit dielektrische Erwärmung weitestgehend ausgeschlossen werden. Dies wird dadurch unterstützt, dass eine reine PPS-Folie bei der verwendeten Feld-Frequenz von ca. 1 MHz nicht erwärmt werden konnte.

In einer weiterführenden Arbeit zu [45] wurde ein zweidimensionales Modell zur Induktionserwärmung entwickelt und ein Softwareprogramm erstellt [115]. Mit diesem wird die Bestimmung der Wirbelstromverteilung, der Feldstärkeverteilung und der Temperaturverteilung auf der Laminatoberfläche möglich. Berücksichtigt wurden Randeffekte, verschiedene Induktorgeometrien, überlappte Verbindungen, bewegte Induktoren sowie anisotrope Werkstoffeigenschaften. Das Laminat wurde jedoch vereinfachend als monolithisch angenommen. Als Erwärmungs-

mechanismus wurden Joulesche Widerstandsverluste zugrundegelegt. Die Übereinstimmung zwischen gemessener und berechneter Temperaturverteilung ist sehr gut. Das Programm ist allerdings nicht erhältlich und mit Hilfe der Literaturangaben ist weder eine Überprüfung der Ergebnisse noch eine eigene Induktionserwärmungsberechnung möglich.

In [116] wurde die Erwärmungszone verschiedener Induktorgeometrien untersucht, wobei übereinstimmend mit [44, 45] ermittelt wurde, dass die erwärmte Zone ein Spiegelbild des Induktors ist. Weiterhin zeigte die Berechnung der Erwärmungszone eine gute Übereinstimmung mit den Experimenten.

In [117] wurden metallische Gitterstrukturen untersucht mit dem Ziel der Vergleichmäßigung der Wärmeverteilung bei der induktiven Erwärmung. Dazu wurden Teile des Gitters herausgeschnitten, was zu einer Umorientierung des induzierten Stromes führte. In stationären Versuchen konnte eine gleichmäßigere Wärmeverteilung erreicht werden. Bei der Bewegung der Spule bzw. des Werkstückes ist allerdings mit der zumindest teilweisen Aufhebung dieses Effektes zu rechnen. In einem theoretischen Modell wurde die Wärmeentwicklung in Abhängigkeit von der Gitterstruktur berechnet, wobei allerdings noch keine Temperaturverteilung implementiert wurde.

In den dargestellten Untersuchungen wurden zwar grundsätzliche Prinzipien der induktiven Erwärmung von CFK ermittelt, jedoch sind die Ergebnisse nicht geeignet zur Entwicklung einer entsprechenden Schweißanlage. Daher wurden in der vorliegenden Arbeit die Einflüsse der Prozessparameter quantifiziert und eine Anlagentechnik zum Induktionsschweißen entwickelt.

## 7.2 Prozessführung beim kontinuierlichen Induktionsschweißprozess (KIS)

Ziel der Entwicklung des Induktionsschweißens war es, über ein zum Vibrationsschweißen ergänzendes Verfahren zu verfügen, welches dessen Nachteile wie eingeschränkte Fügenahtgeometrie und hohe Investitionskosten kompensiert. Daher wurde ein kontinuierlicher Prozess gewählt, bei dem die Fügenaht nicht zeitgleich in einem Schritt sondern sukzessive verschweißt wird. Dies hat den Vorteil, dass bei komplexen Bauteilgeometrien auf teure Schweißwerkzeuge, welche die Schweißnahtkontur vollständig abbilden, verzichtet werden kann. Solche Werkzeuge sind z.B. für das Vibrations- und das Heizelementschweißen notwendig. Die entwickelte Anlage besteht aus den Komponenten

- Induktionseinheit,
- Vorschubeinheit,
- Druckeinheit sowie
- Steuerungs- und Überwachungseinheit,

und besitzt den in Bild 7.3 schematisch dargestellten Aufbau. Die technischen Daten können Kapitel 12.3 entnommen werden.

Aus Handhabbarkeitsgründen werden die zu fügenden Laminate auf einem Schlitten unter dem Induktor hindurchbewegt und dabei durch das von diesem ausgestrahlte elektromagnetische Feld bis zur Verarbeitungstemperatur erwärmt. In einer Serienanlage ist auch ein still stehendes Bauteil und ein bewegter Induktor denkbar. Eine gekühlte bzw. temperierte Andruckrolle bringt anschließend die Schweißkraft auf und entzieht gleichzeitig dem verschweißten Bauteil die Wärme, so dass das Matrixpolymer wieder erstarrt. Durch eine zusätzliche Druckluftkühlung hinter der Rolle kann dem Laminat gegebenenfalls weitere Wärme entzogen werden. Die Laminatoberflächentemperatur wird hinter der Rolle mit Hilfe eines Strahlungspyrometers kontrolliert. Beeinflussbare Prozessparameter sind

- die Generatorleistung,
- der Abstand  $a$  zwischen Induktor und Laminatoberfläche,
- der Abstand  $b$  zwischen Induktor und Anpressrolle,
- die Induktorgeometrie,
- die Vorschubgeschwindigkeit,
- die Schweißkraft und
- die Temperatur der Anpressrolle.

Die Anlage bietet die Möglichkeit, die Laminattemperatur unter dem Induktor mit Hilfe eines Strahlungspyrometers zu messen und die Generatorleistung so zu regeln, dass das Laminat auf eine konstante Temperatur erwärmt wird.

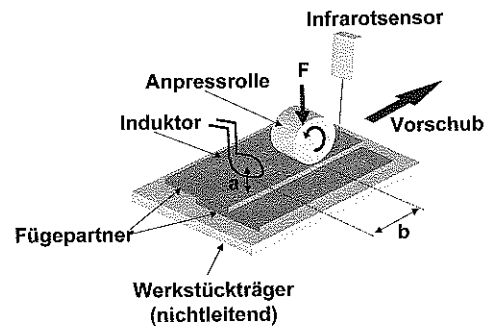


Bild 7.3: Schema des kontinuierlichen Induktionsschweißprozesses

Das wesentlichste Qualitätsmerkmal des kontinuierlichen Induktionsschweißprozesses ist der Verlauf der Laminattemperatur über der Zeit (vgl. Bild 7.4).

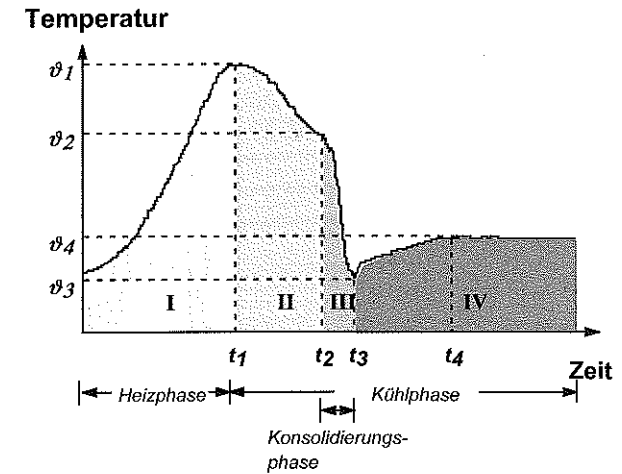
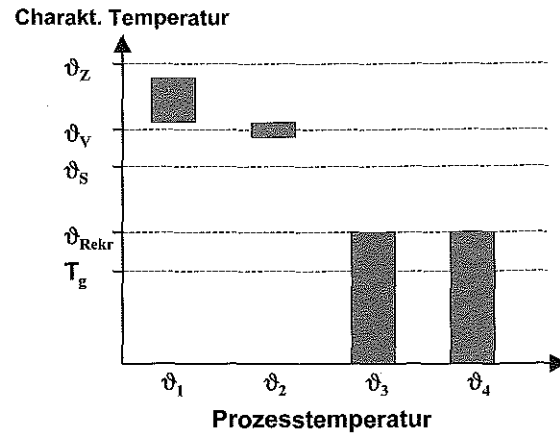


Bild 7.4: Typischer Temperaturverlauf beim kontinuierlichen Induktionsschweißprozess

- I. Beim Passieren des Induktors steigt die Laminattemperatur auf  $\vartheta_1$  an, welche die maximale Temperatur repräsentiert, auf die das Laminat erwärmt wird.  $\vartheta_1$  muss etwas höher als die eigentliche Schweißtemperatur sein, da die Laminattemperatur im weiteren Verlauf des Prozesses abnimmt bis der Schweißdruck durch die Anpressrolle aufgebracht wird.
- II. Wenn das Laminat die Anpressrolle erreicht hat, ist die Fügezone durch Wärmekonvektion an die umgebende Luft und Wärmeleitung in die Werkstückaufnahme und angrenzende Laminatbereiche bis auf die Schweißtemperatur  $\vartheta_2$  abgekühlt.  $\vartheta_2$  muss hoch genug sein, um die Fusion der Matrixpolymere zu ermöglichen.
- III. Die Anpressrolle entzieht dem Laminat einen Großteil seiner Wärme, so dass die Fügezone nach Passieren der Anpressrolle auf  $\vartheta_3$  gesunken ist. In dieser Phase findet die eigentliche Verschweißung der Laminate statt. Um konstante Bedingungen zu erhalten, muss die Rolle temperiert werden.
- IV. Nach Passieren der Anpressrolle steigt die Laminattemperatur wieder an, was auf die im Laminatinneren gespeicherte Wärme zurückzuführen ist. Um Schädigungen des Laminates zu vermeiden, sollte die Laminattemperatur nicht über die Rekristallisationstemperatur des Matrixpolymers steigen. Dies kann durch eine zusätzliche Druckluftkühlung erreicht werden.

Zur Erzielung optimaler Schweißergebnisse müssen die vier charakteristischen Prozesstemperaturen in den in Bild 7.5 dargestellten Temperaturgrenzen gehalten werden, wozu die in Tabelle 7.1 genannten Einflussparameter zur Verfügung stehen.



**Bild 7.5:** Zulässige Bereiche für die Prozesstemperaturen des kontinuierlichen Induktionsschweißprozesses

**Tabelle 7.1:** Einflussparameter der Prozesstemperaturen

Temperatur	Einflussparameter
$\vartheta_1$	Induktorleistung, Feld-Frequenz, Induktorgeometrie, Abstand a, Vorschub, Laminatstruktur
$\vartheta_2$	Vorschub, Abstand b, Werkstückaufnahme-Werkstoff, Umgebungsbedingungen
$\vartheta_3$	Rollentemperatur, Rollenkontaktfläche, Vorschub
$\vartheta_4$	Druckluftkühlung, Vorschub (falls Druckluftkühlung)

Die Abkühlgeschwindigkeit von  $\vartheta_2$  nach  $\vartheta_3$  und der anschließende Temperaturanstieg auf  $\vartheta_4$  ist entscheidend für den Kristallisationsgrad des Matrixpolymers und daher mitentscheidend für die Schweißnahteigenschaften. Um Schäden wie Delaminationen und Lunker im Laminat zu vermeiden, ist es erforderlich, dass  $\vartheta_4$  kleiner als die Rekristallisationstemperatur des Matrixpolymers ist. In Kapitel 7.4 (Seite 79) wird hierauf ausführlich eingegangen. Wie aus Tabelle 7.1 hervorgeht besitzt die Vorschubgeschwindigkeit einen wesentlichen Einfluss auf das Schweißergebnis, da sich eine Veränderung des Vorschubs auf alle Temperaturen auswirkt.

Im Folgenden werden zunächst die einzelnen Prozessparameter und ihr Einfluss auf den kontinuierlichen Induktionsschweißprozess dargestellt. Anschließend wird anhand der experimentellen Ergebnisse ein Prozessmodell zur Vorhersage optimaler Prozessparameter entwickelt.

## 7.3 Einflüsse der Prozessparameter

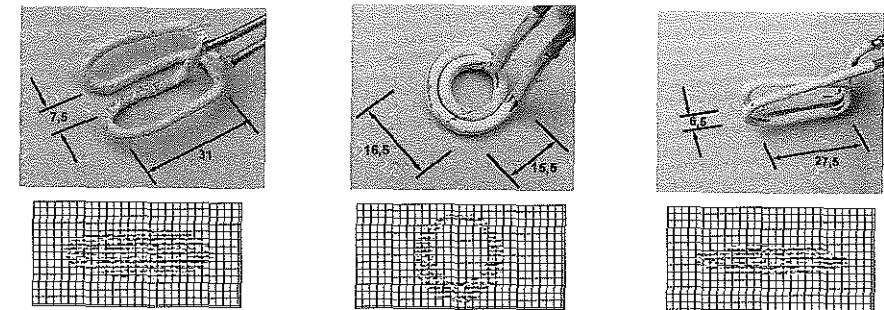
### 7.3.1 Feldgeometrie bzw. Induktorgeometrie

Die Erwärmungsgeschwindigkeit und das erwärmte Laminatvolumen werden von der Gestalt des Magnetfeldes, d.h. der Feldstärkeverteilung im Raum, bestimmt. Die Feldstärkeverteilung für ein ungestörtes Feld wird durch das Biot-Savart-Gesetz beschrieben:

$$\vec{H} = \frac{i}{4\pi} \int \frac{1}{|\vec{r}|^2} \left[ d\vec{l} \times \left( \frac{\vec{r}}{|\vec{r}|} \right) \right] \quad (7.1)$$

Hierbei ist  $i$  der Strom in der Induktorspule,  $d\vec{l}$  ist ein Abschnitt der gesamten Spulenlänge und  $r$  ist der Abstand zwischen der Spule und einem beliebigen Punkt im Raum [118]. Erkennbar wird, dass die Magnetfeldstärke mit zunehmendem Abstand vom Induktor abnimmt. Der Grad der Abnahme wird von der Spulengeometrie bestimmt. Die Feldstärke einer runden Spule nimmt beispielsweise mit  $1/r^3$  ab, während die Feldstärke einer linearen Spule unendlicher Länge nur mit  $1/r$  abnimmt [119]. Weil für CFK die Permeabilitätszahl  $\mu_r \approx 1$  ist und das Magnetfeld daher nur eine minimale Ablenkung erfährt, kann das Biot-Savart-Gesetz für die induktive Erwärmung dieser Werkstoffgruppe angewendet werden.

Bild 7.6 zeigt eine Auswahl der untersuchten Induktorgeometrien und ein Schema der jeweils erwärmten Laminatfläche. Die Induktorspule ist bei der verwendeten Induktionseinheit auf eine Induktivität von etwa  $2 \mu\text{H}$  begrenzt. Daraus resultiert eine maximale Induktorabmessung von etwa  $5 \text{ cm}^2$ , was gleichzeitig der erwärmten Laminatfläche entspricht.



**Bild 7.6:** Auswahl untersuchter Induktorgeometrien und Schemata der erwärmten Fläche (links: Doppel-D; Mitte: Pfannkuchen, rund mit quadratischem Rohr; rechts: Büroklammer)



In Bild 7.6 ist zu erkennen, dass die erwärmte Fläche ein Abbild der Induktorgeometrie darstellt. Der Doppel-D-Induktor und der Büroklammer-Induktor erzeugen eine geschlossene elliptische Erwärmungsfläche. Die Erwärmungszonen aller anderen untersuchten Induktorgeometrien besitzen keine geschlossene Struktur, sondern weisen einen "kalten Fleck" in der Mitte oder am Rand auf. Stellvertretend hierfür ist in Bild 7.6 ein Pfannkuchen-Induktor mit 1,75 Windungen dargestellt. Während des kontinuierlichen Induktionsschweißprozesses verschwindet dieser kalte Fleck zwar als Folge der Werkstückbewegung, jedoch resultiert hieraus eine Reduktion der erreichbaren Vorschubgeschwindigkeit.

Zur Beurteilung des Einflusses der Induktorgeometrie bzw. der Feldstärkeverteilung auf die Erwärmungsgeschwindigkeit wurden Induktionserwärmungsversuche mit verschiedenen Induktorgeometrien und folgenden Versuchsparametern durchgeführt:

- Werkstoff: CF-PPS (Atlas 1/4, Dicke: 2 mm; vgl. Tabelle 12.2 im Anhang),
- Magnetfeldfrequenz: 1 MHz,
- Generatorleistung: 35 %,
- Abstand Induktor – Laminatoberseite: 5 mm, 10 mm und
- Ausrichtung Induktor zu Laminat: 0°, 45° und 90° (vgl. Bild 7.7).

Die Laminattemperatur wurde mittels Infrarotkamera gemessen. Bild 7.8 zeigt die benötigte Zeit, bis der heißeste Punkt auf der Laminatoberfläche 300 °C erreicht hat. Es ist zu erkennen, dass die Erwärmungszeit stark von der Induktorgeometrie bzw. der Geometrie des Magnetfeldes abhängt. Die Verdoppelung des Abstandes zwischen Induktor und Laminatoberfläche von 5 mm auf 10 mm bewirkt je nach Induktorgeometrie eine Erhöhung der Erwärmungszeit um 300 % bis 400 %. Dies wird durch die Abnahme des Magnetfeldes mit dem Abstand von der Spule hervorgerufen (vgl. Gleichung 7.1). Die Ausrichtung des Induktors zur Kett- bzw. Schussrichtung des Verstärkungsgewebes hat keinen erkennbaren Einfluss auf die Erwärmungszeit.

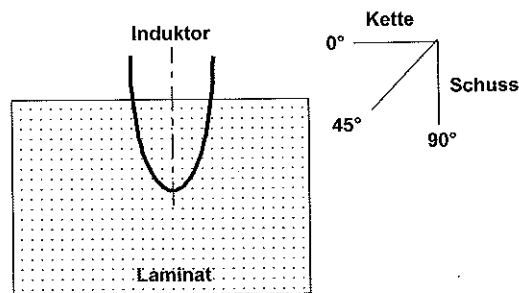


Bild 7.7: Ausrichtung des Induktors zum Laminat

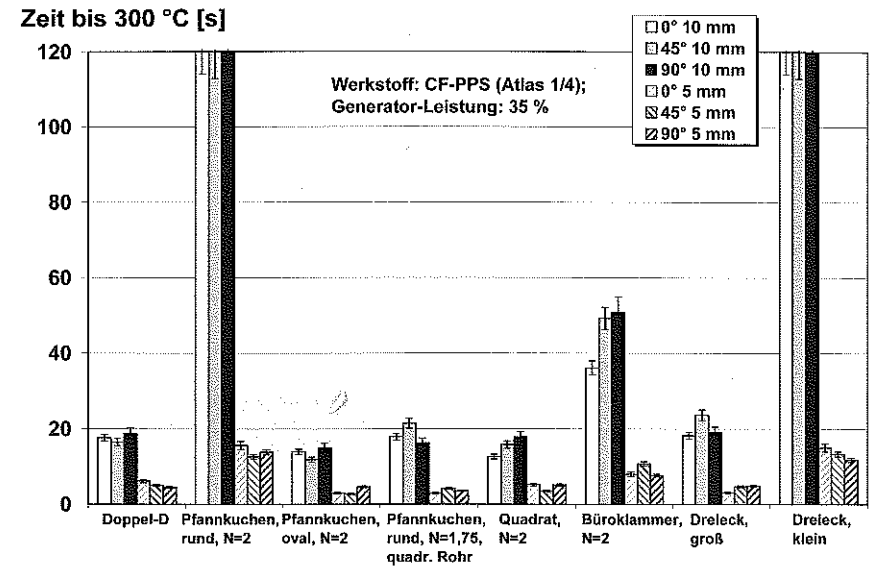


Bild 7.8: Einfluss der Induktorgeometrie auf die Erwärmungszeit (Abstand Induktor-Laminatoberseite: 5 mm, 10 mm; Induktorausrichtung: 0°, 45°, 90°; Frequenz: 1 MHz) (N: Anzahl Windungen)

Wie aus Gleichung 7.1 hervorgeht, steigt die Feldstärke proportional mit der Stromstärke in der Induktorspule an. Bei der verwendeten Induktionsanlage wird die Leistung gepulst abgegeben wie in Bild 7.9 dargestellt.

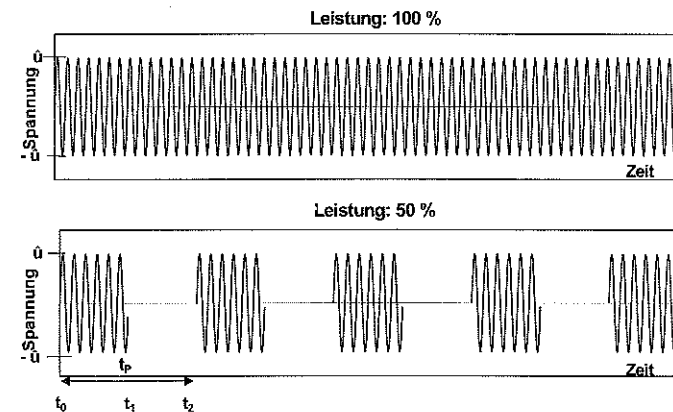


Bild 7.9: Leistungsabgabe des verwendeten Induktionsgenerators

Die Spannung beträgt konstant 220 V, die Stromstärke wird vom Generator je nach installiertem Induktor, d.h. Induktivität, abgestimmt. Daher ist es nicht möglich, die Stromstärke direkt zu verändern. Ein Einkoppelungsverhalten wie bei Metallen wurde nicht gemessen, so dass unabhängig vom Abstand Induktor - Laminat von einem konstanten Spulenstrom ausgegangen werden kann. Mit Hilfe einer Stromsonde wurde der Spulenstrom in Abhängigkeit von der eingestellten Generatorleistung gemessen. Der Effektivwert des Spulenstromes  $I_{eff}$  wurde folgendermaßen berechnet:

$$I_{eff} = \sqrt{\frac{1}{T} \left[ \int_{t_0}^{t_1} i^2(t) dt + \int_{t_1}^{t_2} i^2(t) dt \right]} = \sqrt{\frac{1}{T} \int_{t_0}^{t_2} i^2(t) dt} \quad (7.2)$$

Der Spulenstrom liegt von  $t_0$  bis  $t_1$  an und ist von  $t_1$  bis  $t_2$  abgeschaltet. Der Wechselstrom  $i(t)$  wird als sinusförmig angenommen und kann wie folgt ausgedrückt werden

$$i(t) = I \cdot \sin(\omega \cdot t) = I \cdot \sin\left(\frac{2 \cdot \pi}{T} \cdot t\right) \quad (7.3)$$

Hierin ist  $I$  die mit der Stromsonde gemessene Stromamplitude.

Nach Einsetzen von Gleichung 7.3 in Gleichung 7.2 und Umformung erhält man

$$I_{eff} = \frac{I}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{\frac{t_1 - t_0}{T}} \quad (7.4)$$

Die Periodendauer  $T$  sowie die An- und Abschaltzeiten des Spulenstroms wurden mit einem Oszilloskop gemessen. In Tabelle 7.2 sind für einen Ringinduktor (Durchmesser: 40 mm) beispielhaft drei Generatorleistungen und die zugehörigen Anschaltzeiten des Spulenstroms sowie die berechneten Effektivwerte aufgeführt.

**Tabelle 7.2:** Umrechnung der Generator-Leistung in den Effektivwert des Spulenstroms (Ringinduktor mit Durchmesser 40 mm)

Generator-Leistung	$t_1 - t_0$	$I_{eff}$
%	ms	A
10	2,0	132
50	11,5	317
80	19,8	415

Die Pulsation der Leistung kann einer Summierung der Stromimpulse gleichgesetzt werden. Dies wurde in statischen Induktionserwärmungsversuchen nachgewiesen, deren Ergebnisse in Bild 7.10 und Bild 7.11 dargestellt sind. Bild 7.10 zeigt, dass sich die Laminattemperatur exponentiell einem Maximum  $\vartheta_{max}$  nähert, welches - bei gleicher Induktorgeometrie und Abstand Induktor-Laminat - von der Generatorleistung abhängt. Dies lässt sich vereinfacht durch die Erwärmungsgleichung eines ohmschen Widerstandes beschreiben [120].

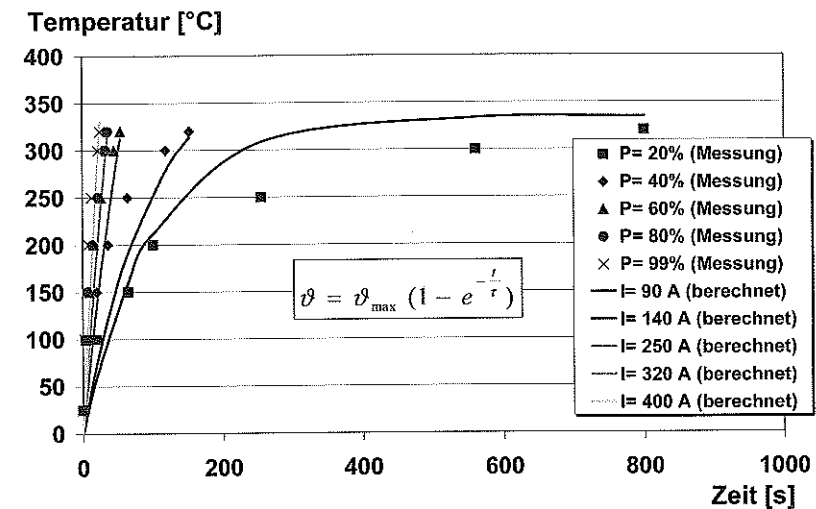
$$\vartheta = \vartheta_{max} \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau}}\right) \quad (7.5)$$

Hierin sind  $\vartheta_{max}$  und  $\tau$  wie folgt definiert

$$\vartheta_{max} = \frac{P_{Wirk}}{\alpha \cdot A} = \frac{R \cdot i_{ind}^2}{\alpha \cdot A} \quad (7.6)$$

$$\tau = \frac{c_p \cdot m}{\alpha \cdot A} \quad (7.7)$$

$\tau$  ist eine Konstante, welche die Zeit angibt, bei der die Temperatur  $\vartheta$  63% der maximalen Temperatur  $\vartheta_{max}$  erreicht hat. Die gemessenen und die nach Gleichung 7.5 berechneten Temperaturverläufe sind in Bild 7.10 dargestellt. Man erkennt eine relativ gute Übereinstimmung. Allerdings war die Bestimmung des im Laminat induzierten Stromes  $i_{ind}$  nicht möglich, so dass dieser angenommen wurde (siehe Legende). Außerdem werden in der Gleichung keine Anisotropieeffekte und Temperaturabhängigkeiten berücksichtigt. Es resultiert eine lineare Abhängigkeit von  $P$  und  $i_{ind}$ .



**Bild 7.10:** Temperatur-Zeit-Verlauf bei statischer Erwärmung und verschiedenen Generatorleistungen (Abstand Induktor-Laminat: 10 mm)

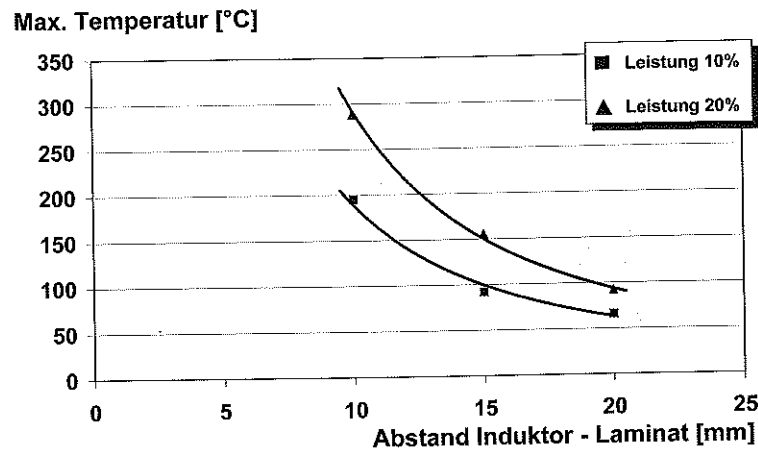
Für die Berechnung wurden folgende Werte von CF-PPS verwendet:

- $c_p = 1000 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$  (DSC-Messung)
- $\alpha = 20 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$  (vgl. Kapitel 7.5.2)
- $R = 1 \cdot 10^{-4} \Omega$  (vgl. Kapitel 12.4)
- $A = 4 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2$
- $m = 1,2 \cdot 10^{-3} \text{ kg}$  (Dichte:  $\rho = 1540 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ )

A und m ergeben sich aus dem erwärmten Volumen von etwa  $20 \times 20 \times 2 \text{ mm}^3$ .

Eine ausreichend genaue Berechnung des Temperaturverlaufes ist nur mit Hilfe der Finiten Elemente Methode möglich. Hierauf wird in Kapitel 7.5.1 eingegangen.

Der im Laminat induzierte Strom wird u.a. von der Feldstärke des Magnetfeldes bestimmt. In Bild 7.11 ist zu erkennen, dass die Feldstärke und somit die maximale Temperatur mit zunehmendem Abstand vom Induktor abnimmt, wie durch Gleichung 7.1 beschrieben. Weiterhin ist zu erkennen, dass eine Erhöhung der Generatorleistung, also eine längere Pulsdauer bzw. ein größerer Spulenstrom  $I_{\text{eff}}$ , eine Zunahme der maximalen Temperatur zur Folge hat. Daraus lässt sich nun wieder rückschließen, dass auch ein höherer Strom im Laminat induziert wurde, obwohl die Stromamplitude wie o.g. vom Generator konstant gehalten wird. Somit kann dieser Effekt nur durch die Pulsation hervorgerufen worden sein und diese hat die gleiche Wirkung wie ein veränderbarer permanenter Spulenstrom.



**Bild 7.11:** Maximal erzielbare Temperatur in Abhängigkeit vom Abstand zwischen Induktor und Laminat bei verschiedenen Generatorleistungen (statische Erwärmung)

### 7.3.2 Feldfrequenz

Die Feldfrequenz wirkt sich auf die Erwärmungsgeschwindigkeit in Phase I (vgl. Bild 7.4, Seite 45) aus.

Die durch das alternierende Magnetfeld induzierte Spannung  $u_{\text{ind}}$  in einer Leiterschleife ergibt sich nach [118] aus

$$u_{\text{ind}} = \dot{\Phi} \cdot B \cdot A = 2\pi \cdot f \cdot \mu \cdot H \cdot A \quad (7.8)$$

Die induzierte Wirkleistung  $P_{\text{ind}}$  eines rein ohmschen Widerstandes ergibt sich aus

$$P_{\text{ind}} = \frac{u_{\text{ind}}^2}{R_f} = \frac{4\pi^2 \cdot f^2 \cdot \mu^2 \cdot H^2 \cdot A^2}{R_f} \quad (7.9)$$

In einem ohmschen Widerstand (hier idealisiert angenommen: Kohlenstofffasern) wird die Wirkleistung  $P_{\text{ind}}$  vollständig in Wärme umgewandelt [121], so dass

$$\dot{Q}_{\text{ind}} \sim f^2 \quad (7.10)$$

gilt.

Versuche mit Induktionsgeneratoren mit verschiedenen Frequenzbereichen ergaben, dass ein gewebeverstärkter CFK bei einer Frequenz von 20 kHz maximal auf 50 °C erwärmt werden kann. Bei einer Frequenz von 1 MHz lassen sich innerhalb von ca. 5 Sekunden 300 °C erreichen, während für die gleiche Temperatur bei 26 MHz nur noch etwa 0,1 Sekunden Erwärmungszeit benötigt werden. Daraus ergibt sich der in Bild 7.12 dargestellte exponentielle Verlauf der Erwärmungszeit über der Feldfrequenz. Eine Frequenz von ca. 1 MHz erweist sich als sehr gut geeignet zur Erwärmung von gewebeverstärktem CFK mit einem Faservolumengehalt von ca. 50 %, da eine verhältnismäßig schnelle Erwärmung möglich ist, der Prozess aber gleichzeitig noch regelbar bleibt.

Angemerkt werden muss, dass die Versuche mit verschiedenen Anlagen durchgeführt wurden und die Prozessbedingungen variierten, so dass keine quantitativen Schlüsse gezogen werden können. Die Tendenz ist jedoch eindeutig.

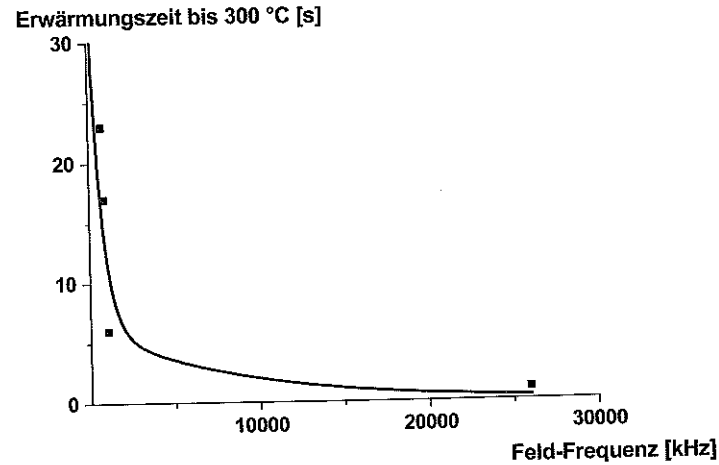


Bild 7.12: Einfluss der Feld-Frequenz auf die Erwärmungszeit bei statischer Erwärmung

### 7.3.3 Generatorleistung

Die Generatorleistung wirkt sich auf die Erwärmungsgeschwindigkeit in Phase I (vgl. Bild 7.4, Seite 45) aus.

Die Generatorleistung  $P_{\text{Generator}}$  ergibt sich aus

$$P_{\text{Generator}} = u_{\text{Spule}} \cdot i_{\text{Spule}} \quad (7.11)$$

Aus Gleichung 7.1 folgt

$$i_{\text{Spule}} \sim \bar{H} \quad (7.12)$$

und aus Gleichung 7.7  $\leftarrow$  7.9

$$P_{\text{ind}} \sim \bar{H}^2 \quad (7.13)$$

Somit gilt

$$P_{\text{ind}} \sim i_{\text{Spule}}^2 \quad (7.14)$$

Da die Wirkleistung in einem idealen ohmschen Widerstand, wie bereits oben erwähnt, vollständig in Wärme umgesetzt wird [121], gilt

$$\dot{Q}_{\text{ind}} \sim i_{\text{Spule}}^2 \quad (7.15)$$

Bild 7.13 zeigt die erforderliche Zeit um ein CF-PPS Laminat auf 320 °C zu erwärmen in Abhängigkeit von der Generatorleistung bei verschiedenen Abständen zwischen Induktor und Laminatoberfläche. Es resultiert eine Abhängigkeit, die durch die Gleichung

$$t = a_0 \cdot P_{\text{Generator}}^{-2} + a_1 \quad (7.16)$$

beschrieben werden kann. Somit besteht eine gute Übereinstimmung mit der Theorie.

### Erwärmungszeit bis 320 °C [s]

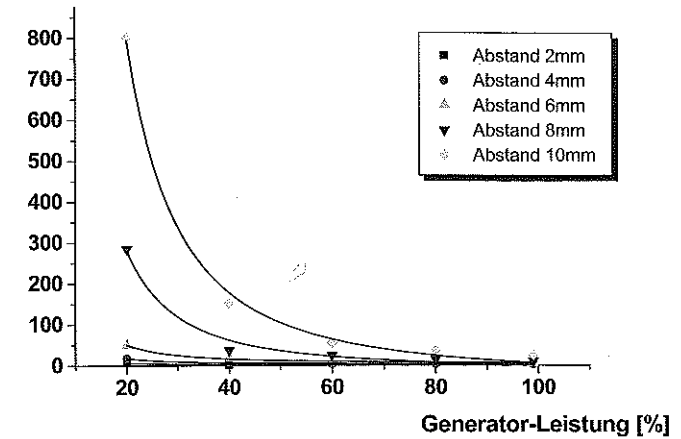


Bild 7.13: Einfluss der Generator-Leistung auf die Erwärmungszeit bei statischer Erwärmung

### 7.3.4 Induktorposition

#### Abstand Induktor – Laminatoberfläche

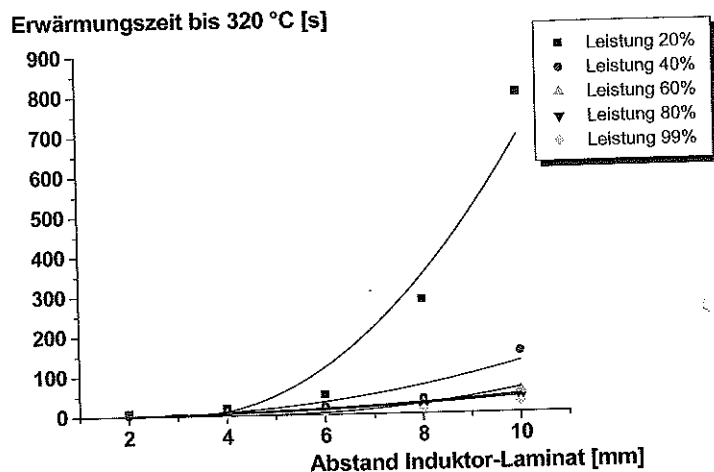
Der Abstand zwischen Induktor und Laminatoberfläche wirkt sich auf die Erwärmungsgeschwindigkeit in Phase I (vgl. Bild 7.4, Seite 45) aus.

Bild 7.14 zeigt die erforderliche Zeit zur Erwärmung eines CF-PPS Laminates auf 320 °C in Abhängigkeit vom Abstand Induktor-Laminat bei verschiedenen Generatorleistungen. Es resultiert eine quadratische Abhängigkeit, die durch die Gleichung

$$t = b_0 \cdot a^2 + b_1 \cdot a + b_2 \quad (7.17)$$

beschrieben wird, wobei  $a$  der Abstand Induktor-Laminat ist.

Diese Abhängigkeit korreliert mit der Abnahme der Magnetfeldstärke mit zunehmendem Abstand vom Induktor (vgl. Gleichung 7.1).



**Bild 7.14:** Einfluss des Abstandes zwischen Induktor und Laminat auf die Erwärmungszeit bei statischer Erwärmung

#### Abstand Induktor – Laminatrand

Das Prinzip der induktiven Erwärmung beruht, wie bereits vorne erläutert, auf Stromfluss im Laminat. Die Ausbreitung des Stromes erfolgt in geschlossenen Leiterschleifen, die ein Abbild der Induktorspule darstellen (vgl. Bild 7.6 und Bild 7.1 links). Ragt der Induktor über den Laminatrand hinaus oder ist der Abstand zwischen Induktor und Laminatrand sehr gering, so entstehen Stromschleifen, die sich eigentlich über die Laminatfläche hinaus ausbreiten würden. Da dies aufgrund der geringen elektrischen Leitfähigkeit der Luft nicht möglich ist, fließen diese Wirbelströme entlang des Laminatrandes, so dass an dieser Stelle eine höhere Stromdichte entsteht, welche zu einer Randüberhitzung führt (vgl. Bild 7.1 rechts). Eine solche Induktoranordnung sollte unbedingt vermieden werden bzw. die Induktorgeometrie sollte so angepasst werden, dass die Feldstärke zum Laminatrand hin abnimmt.

Der Einfluss des Induktor-Randabstandes auf den sich einstellenden Temperaturunterschied zwischen Laminatoberseite und Fügezone und die Temperaturverteilung in der Fügenahtebene wird in Kapitel 7.3.6 gesondert diskutiert.

#### Abstand Induktor – Anpressrolle

Der Abstand zwischen Induktor und Anpressrolle wirkt sich in Verbindung mit der Vorschubgeschwindigkeit auf die Abkühlung des Laminates in Phase II (vgl. Bild 7.4, Seite 45) aus. Je größer der Abstand ist, um so weiter kühlt sich das Laminat ab. Somit sollte der Abstand so klein wie möglich gewählt werden. Begrenzt wird der Abstand durch Beschränkungen der

Einbausituation und durch die Beeinflussung des Magnetfeldes durch den Rollenwerkstoff. Für die Rolle sollte unmagnetischer Edelstahl verwendet werden. Eine Feldbeeinflussung erfolgte bei den durchgeführten Untersuchungen nur bei Abständen zum Induktor von weniger als etwa 20 mm bis 30 mm, was sich durch eine Erwärmung der Rolle bemerkbar machte. Dieser Wert ist allerdings von der Induktorgeometrie bzw. Feldausbreitung abhängig (vgl. Kapitel 7.3.1).

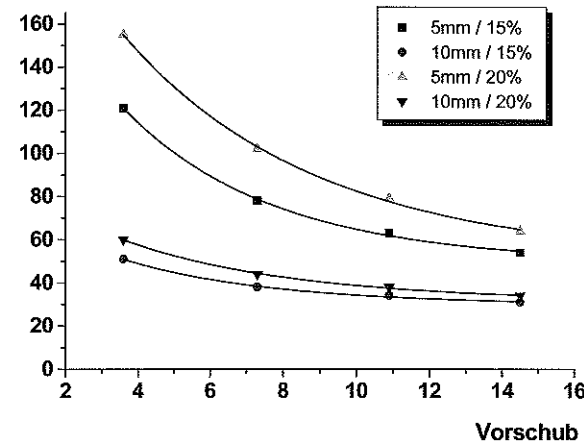
#### 7.3.5 Vorschubgeschwindigkeit

Die Vorschubgeschwindigkeit wirkt sich auf alle Prozessphasen aus und stellt damit die zentrale Größe des Induktionsschweißprozesses dar, was nicht nur in technologischer sondern auch in ökonomischer Hinsicht (Zykluszeit) von Bedeutung ist. Bild 7.15 zeigt den Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf die erzielbare Laminattemperatur in Phase I (vgl. Bild 7.4, Seite 45). Die erreichbare Temperatur nimmt exponentiell mit der Vorschubgeschwindigkeit ab. Die Kurve folgt der Gleichung

$$\vartheta = a_0 + a_1 \cdot e^{-v/\tau} \quad (7.18)$$

wobei  $v$  die Vorschubgeschwindigkeit und  $\tau$  eine Zeitkonstante ist.

#### Max. Laminattemperatur [°C]



**Bild 7.15:** Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit auf die erzielbare Laminattemperatur (Abstand Induktor-Laminat: 5 mm und 10 mm; Generatorleistung: 15 % und 20 %)

Eine Verringerung des Vorschubs bewirkt neben einer höheren maximalen Erwärmungstemperatur  $\vartheta_1$  eine Verlängerung der Zeit bis der erwärmte Laminatbereich die Anpressrolle erreicht hat und damit eine stärkere Abkühlung des Laminates in Phase II. Dadurch sinkt die Temperatur  $\vartheta_2$ , bei der die eigentliche Verschweißung stattfindet, was wiederum eine ungenügende Verschweißung zur Folge haben kann. Als Gegenmaßnahme ist eine Erhöhung der Temperatur  $\vartheta_1$  durch eine größere Generatorleistung oder einen kleineren Abstand  $a$  möglich.

Gleichzeitig kann durch eine Vorschubverringerng aber die Schweißphase, d.h. die Schweißkraftwirkzeit, verlängert und die Wärmeabfuhr durch die Anpressrolle vergrößert werden. Dadurch sinkt die Temperatur mit der das Laminat die Rolle verlässt, was die Gefahr von Delaminationen reduziert. Um eine gute Verschweißung zu erhalten ist also eine Optimierung der Vorschubgeschwindigkeit notwendig.

Die maximale Vorschubgeschwindigkeit wird vorwiegend durch die notwendige Zeit  $t_f$  zur Fusion der Makromoleküle (vgl. Kapitel 2.1, Seite 4) und die Abkühlzeit begrenzt und weniger durch die Erwärmungszeit. Eine zu große Vorschubgeschwindigkeit kann zu einer unvollständigen Verschweißung und einer zu hohen Temperatur hinter der Anpressrolle führen.

Die mit der entwickelten Anlage bisher erzielten Vorschubgeschwindigkeiten liegen im Bereich zwischen  $2 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  und  $10 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ .

### 7.3.6 Temperaturverteilung im Laminat

Die Temperaturverteilung im Laminat sollte möglichst gleichmäßig sein, d.h. die Prozessparameter sind so zu wählen, dass

1. kein Temperaturgradient über der Bauteiloberfläche und Fügezone größer ist als an der Bauteiloberfläche und
2. die Temperatur der Erwärmungszone in der Ebene senkrecht zur Dickenrichtung (vgl. Bild 7.6, Seite 47) konstant ist.

Letzteres wird von der Induktorgeometrie und dem Randabstand des Induktors beeinflusst (vgl. Kapitel 7.3.1 und Kapitel 7.3.4).

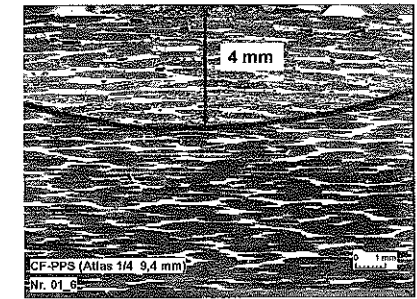
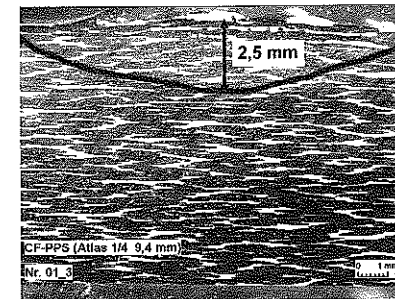
Der sich einstellende Temperaturunterschied über der Laminatdicke wurde mit Hilfe von stationären Induktionserwärmungsversuchen an CF-PPS Laminaten ( $\varphi = 50 \text{ Vol.-%}$ ) mit unterschiedlichen Laminatdicken und Verstärkungsgeweben ermittelt. Dazu wurde das Laminat vertikal ausgerichtet, um gleiche konvektive Bedingungen auf beiden Oberflächen zu erhalten, und die Oberflächentemperaturen wurden mit einer Infrarotkamera erfasst. Der Spulenstrom blieb so lange eingeschaltet bis die Laminatvorderseite, d.h. die dem Induktor zugewandte Seite,  $200 \text{ °C}$  erreichte. Die Ergebnisse und die untersuchten Lamine sowie die verwendeten Prozessparameter sind in Tabelle 7.3 dargestellt.

Die Untersuchungen zeigten, dass bis zu einer Laminatdicke von etwa  $2 \text{ mm}$  kein bzw. nur ein minimaler Temperaturunterschied entsteht, bei einer Laminatdicke von etwa  $9 \text{ mm}$  aber bereits ein Temperaturabfall von  $65 \%$  zu verzeichnen ist. Um die Temperaturverteilung über der Laminatdicke abzuschätzen, wurde das Laminat ohne äußeren Druck über Matrixschmelztemperatur erwärmt, so dass Delaminationen entstanden. Der erwärmte Querschnitt wurde anschließend mikroskopisch untersucht. Die Mikroskopiebilder des  $9,4 \text{ mm}$  dicken Laminates mit Atlas 1/4-Gewebe (Bild 7.16) zeigen, dass das Matrixpolymer nach  $30 \text{ Sekunden}$  nur bis in eine Tiefe von ca.  $4 \text{ mm}$  aufgeschmolzen ist (zu erkennen an den Delaminationen), und die Temperatur

somit nur in diesem Bereich über  $285 \text{ °C}$  (= Schmelztemperatur der PPS-Matrix) lag. Außerdem ist ein zeitlicher Fortschritt der Erwärmung zu erkennen, welcher auf Wärmeleitungseffekte zurückzuführen ist.

**Tabelle 7.3:** Ergebnisse der Versuche zur Ermittlung des Temperaturunterschieds über der Laminatdicke

Verstärkungsgewebe	Laminatdicke	Generatorleistung	Abstand a	Temperatur Vorderseite	Temperatur Rückseite
	mm	%	mm	°C	°C
Leinwand	1,9	30	7	200	194
Leinwand	9,1	30	7	200	70
Atlas 1/4	2,0	30	7	200	197
Atlas 1/4	9,4	30	7	200	71



**Bild 7.16:** Aufgeschmolzener Bereich eines induktiv erwärmten CF-PPS Laminates nach  $2 \text{ s}$  (links) und  $30 \text{ s}$  (rechts) (Generatorleistung:  $99 \%$ ; Abstand a:  $4 \text{ mm}$ )

Der gemessene Temperaturunterschied über der Laminatdicke kann durch folgende Effekte hervorgerufen werden.

1. Es entsteht ein sogenannter Skineffekt, da die Eindringtiefe des induzierten Stromes kleiner als die Laminatdicke ist.
2. Die Abnahme der Feldstärke in Laminatdickenrichtung ist so stark, dass unterschiedlich starke Ströme über der Laminatdicke induziert werden.
3. Die Wärmeableitung an der Laminatoberseite und -unterseite und in der Fügezone differiert sehr stark.
4. Randeffekte führen zu einer Überhitzung des Laminatrandes und damit zu einer ungleichmäßigen Wärmeverteilung im Laminat.

Diese möglichen Effekte wurden untersucht und werden im Folgenden diskutiert.

### Skinneffekt

Die magnetische Feldstärke  $\vec{H}$  und die Stromdichte  $j$  nehmen in einem elektrisch leitenden Werkstück in Abhängigkeit von der Magnetfeldfrequenz  $f$  und den Werkstoffeigenschaften Permeabilität  $\mu$  und spezifischer Widerstand  $\rho_{el}$  exponentiell zur Werkstückmitte hin ab. Dies wird dadurch hervorgerufen, dass die durch das alternierende Magnetfeld induzierten Wirbelströme an der Werkstückoberfläche die gleiche Richtung wie der Wechselstrom in der Spule besitzen, im Werkstückinneren dagegen entgegengesetzt gerichtet sind. Dadurch ist das durch den induzierten Strom hervorgerufene Magnetfeld dem erregenden Feld entgegengerichtet und schwächt dieses bzw. löscht es aus [38].

Die Abnahme der Stromdichte  $j$  in Abhängigkeit vom Ort  $x$  wird durch folgende Gleichung beschrieben [38]:

$$j_x = j_0 \cdot e^{-2\pi x \sqrt{\frac{f \mu}{\rho_{el}}}} \quad (7.19)$$

Bild 7.17 zeigt den Verlauf des induzierten Stromes über der Werkstückdicke bei der Werkstück umschließender Spulenanordnung.

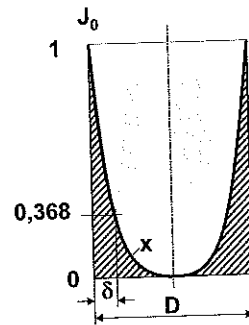


Bild 7.17: Verlauf des induzierten Stromes über der Werkstückdicke [38]

Die Tiefe, bei der die Stromdichte auf  $1/e = 0,368$  abgesunken ist, wird als Stromeindringtiefe  $\delta$  bezeichnet. Vom Werkstückrand bis  $\delta$  werden etwa 86 % der induzierten Gesamtenergie in Wärme umgesetzt, der Rest erwärmt tiefer liegende Werkstoffschichten. Dieses Phänomen bezeichnet man auch als *Skinneffekt*. Die Eindringtiefe  $\delta$  des induzierten Stromes ist wie folgt definiert [38]

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho_{el}}{\pi \cdot f \cdot \mu}} \quad (7.20)$$

Der spezifische elektrische Widerstand des untersuchten CF-PPS Laminates (vgl. Tabelle 12.2 im Anhang) wurde, wie in Kapitel 12.4 beschrieben, gemessen. Die Messergebnisse sind in Tabelle 7.4 aufgelistet.

Tabelle 7.4: Spezifischer elektrischer Widerstand der untersuchten CF-PPS Laminare

Verstärkungsgewebe	$\varphi$	$\rho_{el \perp}$	$\rho_{el \parallel}$	
	%	$\Omega \cdot m$	Kette	Schuss
			$\Omega \cdot m$	$\Omega \cdot m$
Atlas 1/4	50	0,068	$1,9 \cdot 10^{-4}$	$1,6 \cdot 10^{-4}$
Leinwand	50	0,12	$2,1 \cdot 10^{-4}$	$2,1 \cdot 10^{-4}$

Für nicht-magnetische Werkstoffe wie CFK entspricht die magnetische Permeabilität  $\mu$  in guter Näherung der von Luft ( $\mu \approx \mu_0 = 1,256 \cdot 10^{-6} \text{ H} \cdot \text{m}^{-1}$ ) [119].

Einsetzen von  $\mu$  und  $\rho_{el \parallel}$  in Gleichung 7.20 ergibt die in Bild 7.18 dargestellte Eindringtiefe über der Magnetfeldfrequenz. Anhand der Kurven kann der Temperaturunterschied in den etwa 9 mm dicken Laminaten (vgl. Tabelle 7.3) auf einen Skinneffekt zurückgeführt werden. Jedoch sollte theoretisch eine Aufschmelztiefe von 6 - 8 mm erreicht werden statt der gemessenen 4 mm. Dieser Unterschied lässt sich darauf zurückführen, dass

- der induzierte Strom bzw. die Feldstärke in tieferen Laminatschichten zu klein ist, um das Polymer aufzuschmelzen und/oder
- durch Wärmeleitungseffekte zu viel Energie abgeführt wird.

Eine mögliche Fehlerquelle kann in der Messung des spezifischen Widerstandes liegen, da der Widerstand der Stromkontakte nicht exakt bestimmt werden kann. In der Literatur werden für APC-2 bei einer Frequenz von 1 MHz sogar Eindringtiefen von 11 mm [45] bzw. 8 mm [44] angegeben, obwohl der Faservolumenanteil höher und somit der spezifische Widerstand niedriger ist als bei dem in der vorliegenden Arbeit untersuchten CF-PPS.

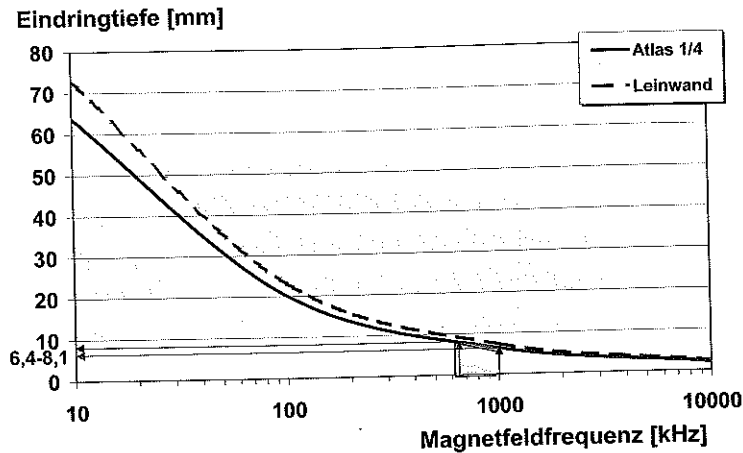


Bild 7.18: Eindringtiefe des induzierten Stromes bei den untersuchten CF-PPS Laminaten

#### Feldstärkeverteilung über der Laminatdicke

Stationäre Induktionserwärmungsversuche mit Generatorleistungen von 10 % und 20 % sowie Abständen zwischen Induktor und Laminat von 10 mm, 15 mm und 20 mm wurden durchgeführt, um den Einfluss der Feldstärkeabnahme über der Laminatdicke auf den Temperaturunterschied zu ermitteln. Dazu wurde das Laminat wiederum vertikal ausgerichtet, um gleiche konvektive Bedingungen auf beiden Oberflächen zu erhalten, und die Oberflächentemperaturen wurden mit einer Infrarotkamera gemessen. Die Untersuchungen zeigten keinen Temperaturunterschied über der Laminatdicke eines 2 mm dicken CF-PPS Laminates (vgl. Bild 7.19). Daher kann angenommen werden, dass die Feldstärke über einer so kleinen Laminatdicke konstant ist unabhängig vom Abstand zwischen Induktor und Laminat sowie der Generatorleistung.

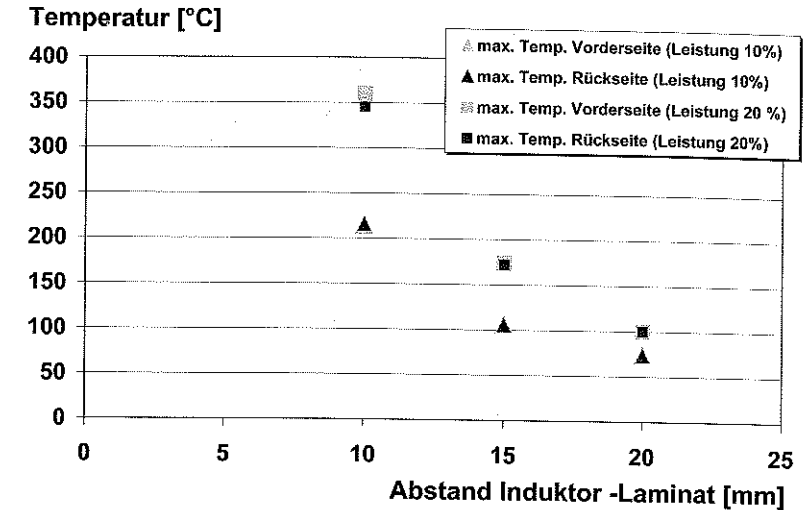


Bild 7.19: Maximal erzielbare Temperatur und Temperaturverteilung in Abhängigkeit vom Abstand zwischen Induktor und Laminatoberseite und von der Generatorleistung (Induktor: Doppel-D)

#### Temperaturgradient infolge von Wärmeleitungseffekten

Da die beiden zuvor beschriebenen Effekte keinen Temperaturgradienten über der üblichen Laminatdicke von maximal 2 mm für thermoplastische Hochleistungs-Faserverbunde hervorrufen, kann ein sich einstellender Temperaturunterschied zwischen Laminatoberseite und Fügezonbereich nur aufgrund von Wärmeleitungs- oder Randeffecten entstehen.

Zur Ermittlung des Wärmeleitungseinflusses wurden Versuche ohne und mit Wärmeableitung in den Werkstückträger durchgeführt.

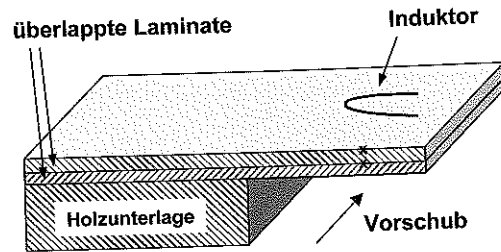
#### Temperaturgradient ohne Wärmeableitung in den Werkstückträger

Ein bzw. zwei CF-PPS Laminat wurden zunächst einlagig bzw. überlappt auf eine Holzunterlage gespannt wie in Bild 7.20 dargestellt. Anschließend wurde das Laminat mit konstantem Vorschub unter einem Induktor hindurch bewegt, wobei

1. der erwärmte Bereich so weit von der Holzunterlage entfernt war, dass Wärmeleitung ins Holz auszuschließen war und
2. der Induktor so weit vom Laminatrand entfernt war, dass keine Randeffecte entstehen konnten.



Die Temperatur der Erwärmungszone auf der Laminatoberseite und in der Fügezone zwischen den Laminaten wurde mittels aufgeklebter Thermolemente gemessen. Dazu wurden die Thermolemente deckungsgleich in Laminat-Dickenrichtung übereinander angeordnet.



**Bild 7.20:** Versuchsaufbau zur Ermittlung des Temperaturunterschiedes zwischen Laminatoberseite und Fügezone bei konstantem Vorschub (x: Thermolementpositionen)

Für die Versuche wurden folgende Prozessparameter verwendet:

- Induktorgeometrie: Doppel-D (vgl. Bild 7.6)
- Laminatdicke: 1,3 mm und 2 mm
- Abstand a: 5 mm und 10 mm
- Generatorleistung: 10 % und 15 %
- Vorschubgeschwindigkeit:  $3,6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ,  $7,3 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ,  $10,9 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  und  $14,6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

Um eine gute Reproduzierbarkeit zu erhalten, wurden die Prozessparameter so gewählt, dass das Laminat maximal auf etwa  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  erwärmt wurde und somit kein Aufschmelzen des PPS oder ein Verzug der Probe erfolgte. Dadurch konnte mit wenigen Probekörpern gearbeitet und die Gefahr von Positionierungsungenauigkeiten minimiert werden. Die Versuchsergebnisse sind in Bild 7.21, Bild 7.22, Bild 7.23 und Bild 7.24 dargestellt, wobei die Nomenklatur der Bildlegenden folgendermaßen zu interpretieren ist (z.B.: 1,3/10/15):

1. Zahl: Laminatdicke (hier: 1,3 mm)
2. Zahl: Abstand Induktor – Laminatoberfläche (hier: 10 mm)
3. Zahl: Generatorleistung (hier: 15 %)

Als Temperaturdifferenz  $\Delta\vartheta$  wird im Folgenden die Differenz zwischen der Laminattemperatur auf der Oberseite  $\vartheta_{\text{oben}}$  und der Temperatur der Fügezone  $\vartheta_{\text{innen}}$  bzw. der Temperatur der Unterseite  $\vartheta_{\text{unten}}$  bei einlagiger Anordnung bezeichnet. Als  $\Delta\vartheta_{\text{rel}}$  wird die auf die maximale Laminattemperatur bezogene Temperaturdifferenz bezeichnet. Sie wird angegeben, um die Vergleichbar-

keit der Ergebnisse zu gewährleisten. Die durchgeführten Versuche führten zu folgenden Ergebnissen:

- die maximale Temperaturdifferenz  $\Delta\vartheta$  bei Laminatdicken bis 2 mm beträgt etwa  $7 \text{ }^\circ\text{C}$  bei einer absoluten Laminattemperatur von  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  (vgl. Bild 7.21) und liegt damit in einem akzeptablen Bereich,
- die maximal gemessene Temperaturdifferenz  $\Delta\vartheta_{\text{rel}}$  beträgt 5 % (Bild 7.22), was ebenfalls akzeptabel ist,
- $\Delta\vartheta$  und  $\Delta\vartheta_{\text{rel}}$  sind bei zweilagig überlappter Laminatanordnung größer als bei einlagiger Anordnung (Bild 7.22, Bild 7.23),
- $\Delta\vartheta_{\text{rel}}$  sinkt mit zunehmendem Abstand zwischen Induktor und Laminatoberfläche (Bild 7.23),
- während  $\Delta\vartheta$  mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit sinkt, wenn die absolute Laminattemperatur außer Acht gelassen wird (Bild 7.21), bleibt  $\Delta\vartheta_{\text{rel}}$  nahezu konstant (Bild 7.22, Bild 7.23),
- $\Delta\vartheta_{\text{rel}}$  steigt mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit, wenn eine konstante absolute Laminattemperatur zu Grunde gelegt wird (Abstand Induktor-Laminatoberfläche und Generatorleistung variabel) (Bild 7.24) und
- $\Delta\vartheta_{\text{rel}}$  steigt mit zunehmender absoluter Laminattemperatur (Bild 7.24).

Zur Erzielung eines niedrigen Temperaturgradienten sollten somit folgende Prozessbedingungen eingehalten werden, wobei selbstverständlich die absolute Laminattemperatur zu beachten ist:

1. Kleine Generatorleistung,
2. Großer Abstand zwischen Induktor und Laminatoberfläche,
3. Kleine Laminatdicke und
4. Kleiner Vorschub.

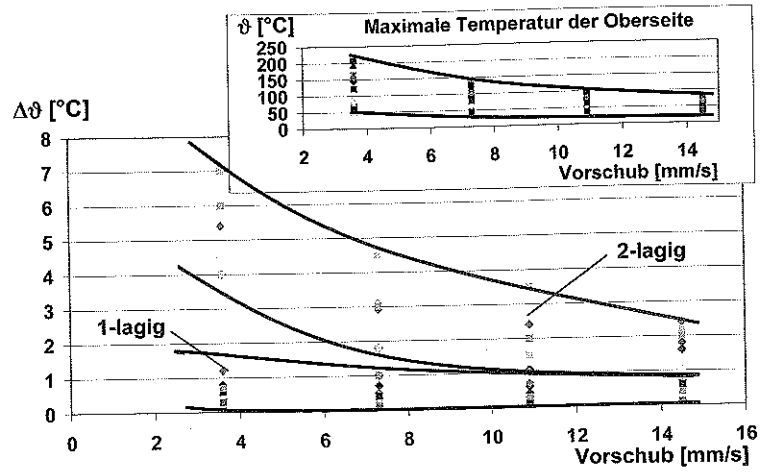


Bild 7.21: Ergebnisse aller Versuche zur Ermittlung des Temperaturunterschiedes zwischen Laminatoberseite und Fügezone (oben: absolute Temperatur; unten: Temperaturdifferenz zwischen Oberseite und Fügezone bzw. Unterseite)

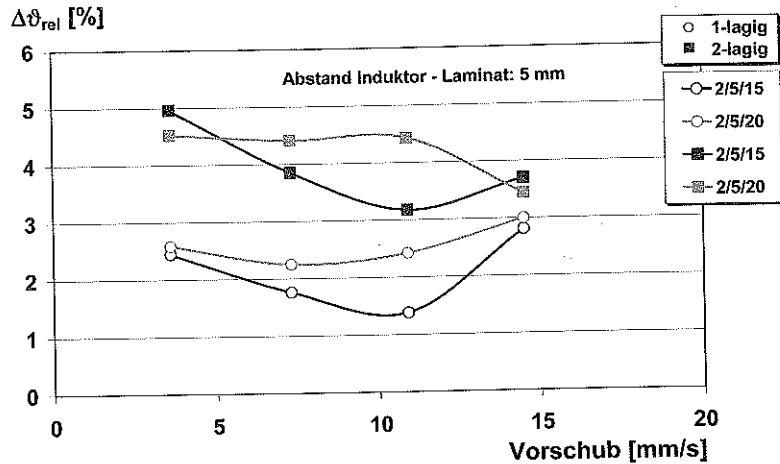


Bild 7.22: Relative Temperaturdifferenz bei einem Abstand zwischen Induktor und Laminat von 5 mm

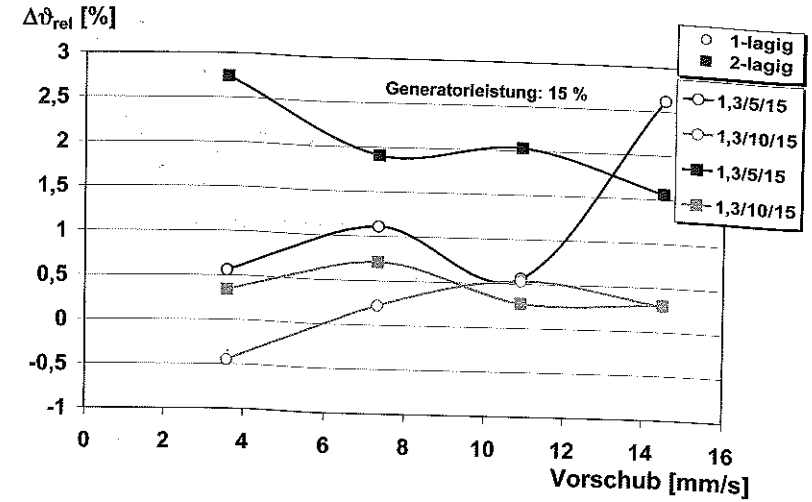


Bild 7.23: Relative Temperaturdifferenz bei einer Generatorleistung von 15 %

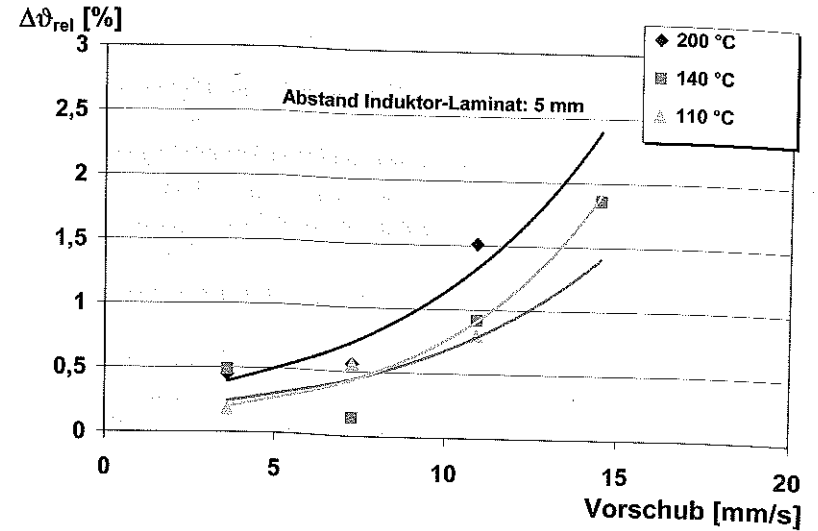


Bild 7.24: Relative Temperaturdifferenz bei unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten und konstanter absoluter Temperatur auf der Laminatoberseite (zweilagig überlappte Laminat)

### Temperaturgradient bei Berücksichtigung der Wärmeableitung in den Werkstückträger

Für alle nachfolgenden Ausführungen wird das in Bild 7.25 dargestellte Koordinatensystem zu Grunde gelegt.

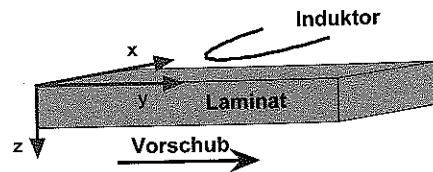


Bild 7.25: Definition der Achsrichtungen

Bei den vorangegangenen Versuchen wurde der Versuchsaufbau so gewählt, dass die Laminatoberseite wie auch die Laminatunterseite konvektive Randbedingungen aufwies. In der Praxis existiert dieser Fall jedoch selten, vielmehr wird das untere Laminat in der Regel Kontakt zu einem Werkstückträger haben und das obere zur Luft. Aus diesem Grund wurden Versuche durchgeführt mit einem Versuchsaufbau der dem in Bild 7.20 dargestellten entsprach mit der Ausnahme, dass das untere Laminat auf einem Werkstückträger aus DOGLAS® 250M (glasfaserverstärktes Polyoxyazolinuratcopolymer; Hersteller: Fa. Dotherm) aufgelegt wurde. Bild 7.26 zeigt, dass der Temperaturunterschied zwischen Laminatoberseite und Fügezone bei Verwendung des Werkstückträgers geringer ist als bei Konvektion an Luft. Dies war zu erwarten, da die Wärmeableitung in den Werkstückträger höher ist als an die Luft und somit auch der Wärmestrom in Richtung des Werkstückträgers (d.h. aus dem oberen Laminat über die Fügezone in das untere Laminat und den Werkstückträger). Dies verdeutlichen auch die Wärmeleitfähigkeitskoeffizienten der Luft und des DOGLAS® 250M:

- $\lambda_{\text{Luft}} \approx 0,03 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
- $\lambda_{\text{DOGLAS}} \approx 0,23 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$

Dass bei diesen Versuchen die Temperatur der Laminatoberseite bei freier Konvektion an Luft geringer war als die der Fügezone muss auf Messungenauigkeiten zurückgeführt werden. Allerdings bewegt sich die Temperaturdifferenz insgesamt in einem Bereich, der unkritisch für die Verarbeitung des Laminates ist.

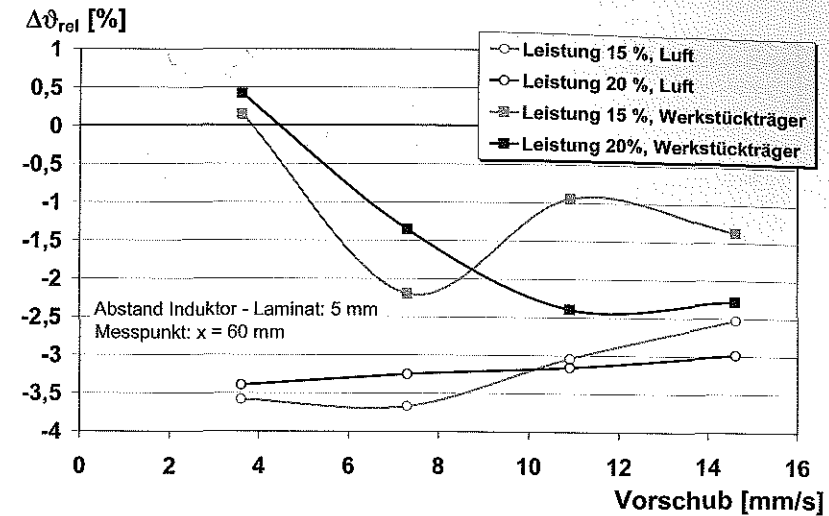


Bild 7.26: Einfluss der thermodynamischen Randbedingungen auf den relativen Temperaturunterschied zwischen Laminatoberseite und Fügezone

### Temperaturgradient als Folge von Randeffecten

Ein weiterer Effekt, der zu einem Temperaturgradienten über der Laminatdicke führen kann, ist der bereits in Kapitel 7.1 und Kapitel 7.3.4 angesprochene Randeffect. Um diesen Effekt zu untersuchen wurden Experimente mit und ohne Randeffect durchgeführt, wobei die in Bild 7.27 dargestellten Versuchsanordnungen gewählt wurden. Zwei überlappt angeordnete CF-PPS Lamine mit Atlas 1/4-Gewebeverstärkung wurden unter einem Doppel-D Induktor hindurch bewegt, wobei der Induktor einerseits über den Laminatrand herausragte und andererseits in der Laminatmitte positioniert war. Mit Hilfe von Thermoelementen, welche im Abstand von 20 mm (ohne Randeffect) bzw. 5 mm (mit Randeffect) vom Laminatrand appliziert wurden, wurde die Laminattemperatur an der Oberseite und in der Fügezone gemessen.

Bild 7.28 verdeutlicht, dass der Temperaturgradient merklich zunimmt, sobald Randeffecte auftreten. Gleichzeitig kehrt sich aber der Temperaturunterschied um, so dass die Fügezonentemperatur bei Randeffecten höher ist als die Temperatur der Laminatoberseite. Die Generatorleistung hat einen geringeren Einfluss als ohne Randeffect. Die absolute Laminattemperatur ist in Bild 7.29 als Funktion der Vorschubgeschwindigkeit dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die absolute Temperatur zunimmt, wenn Randeinflüsse eine Rolle spielen.

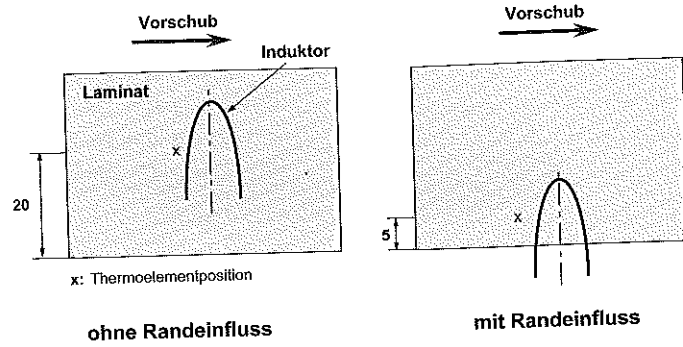


Bild 7.27: Versuchsaufbau zur Ermittlung des Temperaturgradienten zwischen Laminatoberseite und Fügezone ohne und mit Randeinfluss (zweilagige Laminatanordnung)

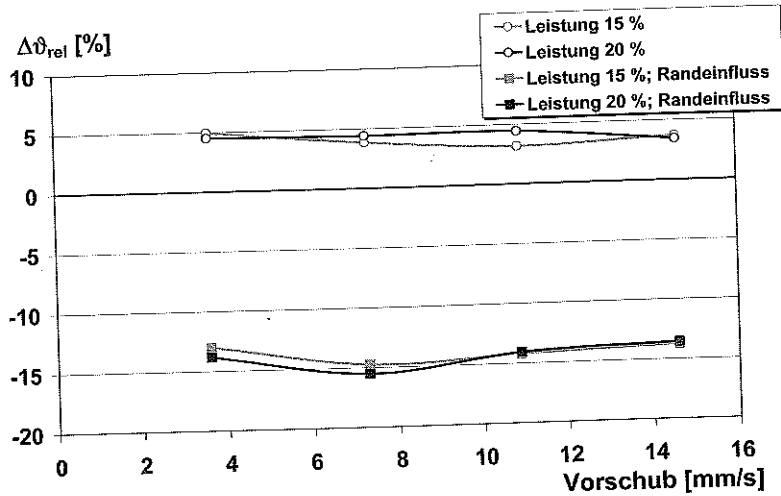


Bild 7.28: Einfluss des Randeinflusses auf den Temperaturunterschied zwischen Laminatoberseite und Fügezone

Laminatoberseiten-Temperatur [°C]

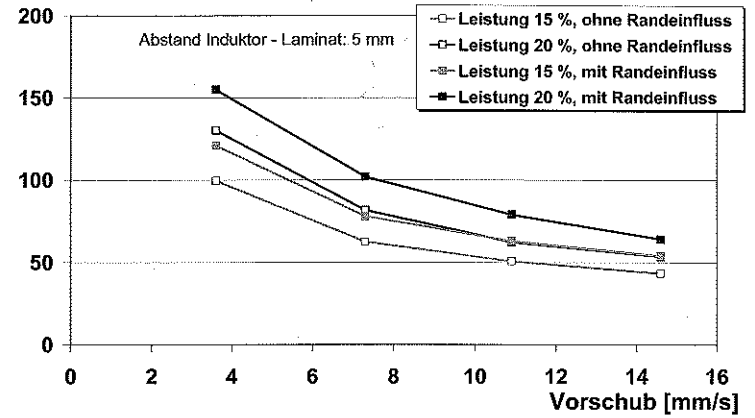
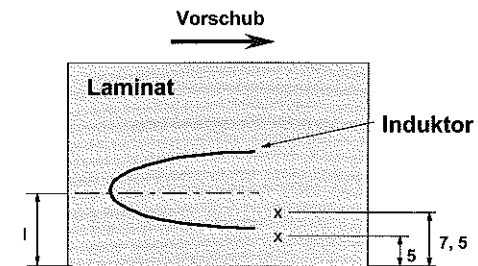


Bild 7.29: Absolute Temperatur auf der Laminatoberseite mit und ohne Randeinfluss

Um den Einfluss des Induktor-Randabstandes auf den Verlauf des Temperaturgradienten in x-Richtung (vgl. Bild 7.25) zu ermitteln, wurden Versuche mit der in Bild 7.30 dargestellten Versuchsanordnung durchgeführt. In Bild 7.31 ist der Temperaturunterschied für verschiedene Vorschubgeschwindigkeiten ( $3,6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ,  $7,3 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ,  $10,9 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  und  $14,6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ) und Laminatpositionen von 5 mm bzw. 7,5 mm vom Laminatrand als Funktion des Induktor-Randabstandes dargestellt. Es ist zu erkennen, dass

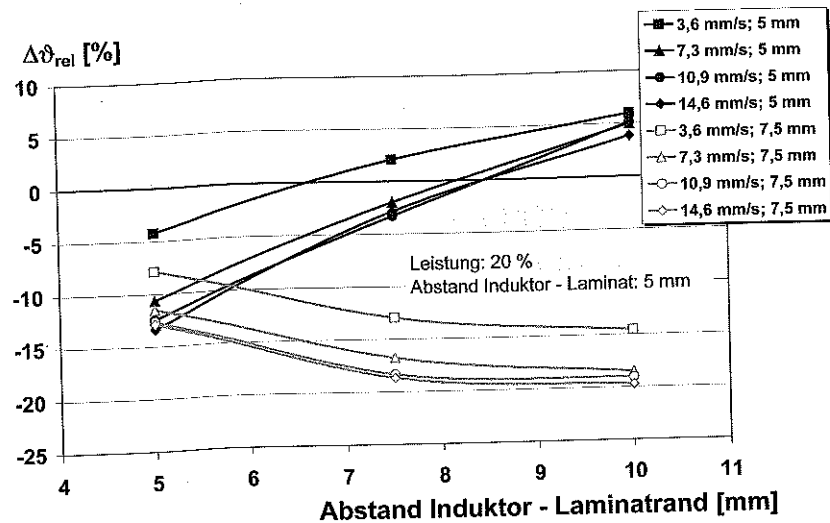
- der Temperaturgradient  $\Delta\delta_{rel}$  zum Laminatrand hin abnimmt und
- sich  $\Delta\delta_{rel}$  für größere Induktor-Randabstände zum Laminatrand hin umkehrt.



l: Abstand Induktormittelachse - Laminatrand

x: Thermoelementposition

Bild 7.30: Versuchsanordnung zur Ermittlung des Einflusses des Induktor-Randabstandes auf den Temperaturgradienten zwischen Laminatoberseite und Fügezone



**Bild 7.31:** Einfluss des Abstandes zwischen Induktor und Laminatrand auf die relative Temperaturdifferenz zwischen Laminatoberseite und Fügezone aufgezeichnet für Thermoelementpositionen von 5 mm und 7,5 mm vom Laminatrand

#### Fazit der Versuche zum Temperaturgradienten $\Delta\theta$

1. Ein Skineneffekt spielt erst ab einer Laminatdicke von ca. 6 mm eine Rolle, so dass bei entsprechender Feldstärkeverteilung bei den üblichen Laminatdicken von 1 mm bis 2 mm eine gleichmäßige Temperaturverteilung über der Werkstückdicke zu erwarten ist.
2.  $\Delta\theta$  kann durch die Erhöhung des Wärmeübergangskoeffizienten auf der Werkstückunterseite verringert werden, so dass ein nichtmetallischer Werkstückträger mit möglichst hoher Wärmeleitfähigkeit verwendet werden sollte (z.B. AlN-Keramik).
3. Randeffekte sind zu vermeiden durch die Anpassung der Induktorgeometrie bzw. der Feldausbreitung an die Fügenaht, so dass am Laminatrand eine Feldabschwächung erfolgt.

#### 7.3.7 Einfluss der textilen Verstärkungsstruktur

In [45] wurde festgestellt, dass neben dem Fasergehalt auch die Struktur der textilen Verstärkung einen wesentlichen Einfluss auf den induzierten Strom und die erzielbare induktive Erwärmung hat. Weiterhin wurde ermittelt, dass die Verringerung bzw. Verschlechterung des Kontaktes zwischen den Faserlagen zu einer schlechteren Erwärmung führt. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass in verschiedenen textilen Verstärkungsstrukturen unterschiedliche Faserkontakte existieren. Dies wurde in der vorliegenden Arbeit detailliert untersucht. Ziel war es außerdem,

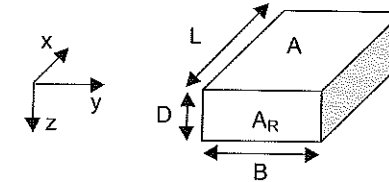
die erforderliche Erwärmungszeit in Abhängigkeit von der Verstärkungsstruktur abzuschätzen, wobei folgende Vorgehensweise gewählt wurde:

1. Messung der Zeit  $\Delta t$  zur Erwärmung eines beliebigen gewebeverstärkten Laminates von Umgebungstemperatur auf die Endtemperatur  $\vartheta$  bei bekannten Randbedingungen
2. Bestimmung eines Faktors  $f_G$ , der die Unterschiedlichkeit der Gewebe charakterisiert
3. Extrapolation der gemessenen Zeit auf beliebige andere Laminare
4. Bestimmung des optimalen Vorschubs zur Erreichung von  $\vartheta$

Eine vereinfachende Berechnung der induktiven Erwärmung wurde bereits in Kapitel 7.3.1 (Gleichung 7.5) diskutiert, wobei Joulesche Verluste als Erwärmungsursache angenommen werden. Der Widerstand  $R$  des Laminates lässt sich durch den spezifischen Widerstand  $\rho_{el}$  ausdrücken:

$$R = \frac{\rho_{el} \cdot L}{A_R} = \frac{\rho_{el} \cdot L}{B \cdot D} \quad (7.21)$$

Der Widerstand wird hierbei auf die Querschnittsfläche  $A_R$  bezogen, welche durch die Probekörperbreite  $B$  und -dicke  $D$  gebildet wird (vgl. Bild 7.32).



**Bild 7.32:** Definition der Längen und Flächen für die Abschätzung der Erwärmungszeit

Für die Joulesche Erwärmung ist nur der Widerstand  $\rho_{el,||}$  in der  $x,y$ -Ebene von Bedeutung, da der Strom hauptsächlich in dieser Richtung fließt.  $\rho_{el,||}$  ist eine Funktion des spezifischen Widerstandes der Fasern und der Matrix, des Faservolumengehaltes sowie des Gewebetyps und lässt sich als Parallelschaltung von Fasern und Matrix darstellen.

$$\rho_{el,||} = \frac{1}{\frac{1}{\rho_{el,Faser,||} \cdot \varphi_{||} \cdot f_G} + \frac{1}{(1-\varphi) \cdot \rho_{el,Matrix}}} \approx \rho_{el,Faser,||} \cdot \varphi_{||} \cdot f_G \quad (7.22)$$

Die Unterschiedlichkeit der Gewebestruktur wird durch den Faktor  $f_G$  berücksichtigt.  $\varphi_{||}$  ist der Fasergehalt des Laminates bei Berücksichtigung nur der Fasern, deren Längsachse parallel zur Messrichtung liegt. Bei einem Laminat mit ausgeglichenem Gewebe und  $\varphi = 50$  Vol.-% ist  $\varphi_{||} = 0,25$ , da die Fasern quer zur Messrichtung nur unwesentlich zum Laminatwiderstand beitragen.

Einsetzen von  $\rho_{el,II}$  in Gleichung 7.5 und Umformung nach  $\Delta t$  führt zu

$$\Delta t = \frac{c_p \cdot \rho \cdot D}{\alpha} \cdot \ln \left( 1 - \frac{\Delta \vartheta \cdot B^2 \cdot \alpha}{\rho_{el,Faser,II} \cdot \varphi_{II} \cdot f_G \cdot i_{ind}^2 \cdot D} \right) \quad (7.23)$$

Der induzierte Strom  $i_{ind}$  ist nicht explizit messbar. Daher wurde er gemeinsam mit dem Gewebefaktor zunächst als  $f_G \cdot i_{ind}^2$  experimentell bestimmt. Die Bestimmung erfolgte an CF-PPS mit Atlas 1/4-Gewebe und Leinwandgewebe. Gemessen wurde die Zeit  $\Delta t$ , bis die Laminatoberfläche 200 °C erreicht hatte, wobei die Generator-Leistung 12 % und 18 %, der Abstand  $a$  4 mm betrug und ein Doppel-D-Induktor (vgl. Bild 7.6, Seite 47) verwendet wurde. Da alle sonstigen Kennwerte bekannt sind, konnte  $f_G \cdot i_{ind}^2$  aus Gleichung 7.23 berechnet werden. Die berechneten Werte sind in Tabelle 7.5 aufgelistet.

Tabelle 7.5: Berechnete Werte für  $f_G \cdot i_{ind}^2$  bei zwei verschiedenen Generatorleistungen

	Einheit	Generatorleistung: 12 %, Abstand a: 4 mm	Generatorleistung: 18 %, Abstand a: 4 mm
$f_G \cdot i_{ind}^2$ (Atlas 1/4)	A <sup>2</sup>	520	12.800
$f_G \cdot i_{ind}^2$ (Leinwand)	A <sup>2</sup>	420	10.400

Diese Werte für  $f_G \cdot i_{ind}^2$  gelten für die untersuchten Laminatstrukturen und die gewählten Prozessparameter. Veränderte Prozessbedingungen wirken sich auf den induzierten Strom aus, wie in den vorangegangenen Kapiteln diskutiert wurde. Rechnet man unter Beachtung von  $i_{ind} \sim P_{ind} \sim P_{Generator}^2$  (Gleichung 7.11 und 7.14, Seite 54) aus den berechneten Werten für  $f_G \cdot i_{ind}^2$  auf den induzierten Strom zurück, so resultiert eine Vervierfachung des Stroms bei einer 1,5-fach höheren Generatorleistung. Theoretisch sollte der induzierte Strom allerdings nur um den Faktor 2,25 steigen. Diese Abweichung deutet auf einen Fehler bei der vereinfachten Darstellung der induktiven Erwärmung als rein ohmsche Erwärmung (Gleichung 7.5) hin. Deshalb ist es erforderlich, bei der experimentellen Bestimmung von  $f_G \cdot i_{ind}^2$  für jede Generatorleistung einen separaten Versuch durchzuführen.

Unter Kenntnis von  $f_G \cdot i_{ind}^2$  kann nun für jedes beliebige Laminat der Temperatur-Zeit-Verlauf bzw. die benötigte Erwärmungszeit zur Erreichung einer bestimmten Temperatur mit Hilfe von Gleichung 7.23 abgeschätzt werden. Zur Verifizierung der dargestellten Vorgehensweise wurde die Erwärmungszeit für CF-PPS Laminat mit Leinwandgewebe und Atlas 1/4-Gewebe mit jeweils verschiedenen Dicken berechnet. Die berechneten und gemessenen Ergebnisse sind in Bild 7.33 dargestellt.

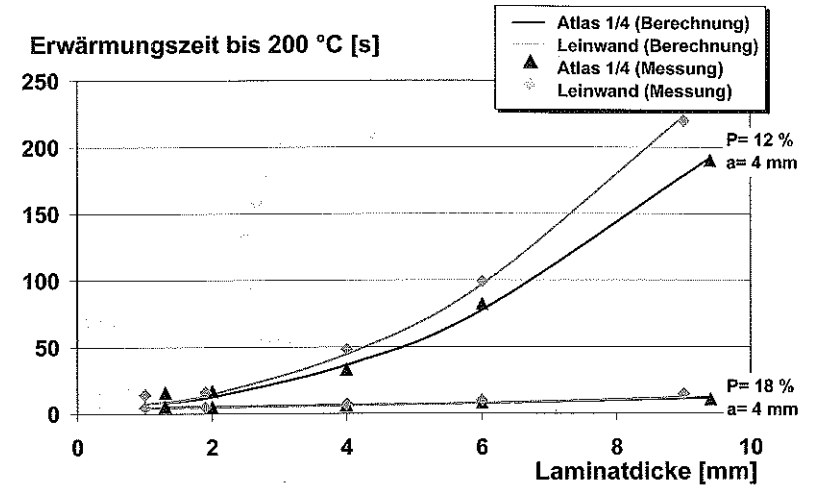


Bild 7.33: Gemessene und berechnete Erwärmungszeiten verschieden dicker CF-PPS Laminat

Wünschenswert ist es, die Erwärmungszeit ohne vorherigen Versuch abschätzen zu können. Dazu müsste  $f_G \cdot i_{ind}^2$  aus der Laminatstruktur bestimmbar sein. Da die induktive Erwärmung auf Faserkontakt basiert, wurde der Ansatz gewählt,  $f_G$  aus der Kontaktfläche der Kett- und Schussfäden zu bestimmen. Generell lassen sich verschiedene Fadenkreuzungstypen identifizieren, im Folgenden Typ 1, Typ 2 und Typ 3 genannt. Sie zeichnen sich durch unterschiedliche Kontaktlängen  $L_{Kontakt}$  bzw. Kontaktflächen  $A_{Kontakt}$  aus. Während in einem Leinwandgewebe nur Typ 2 und in einem Körper 2/2-Gewebe nur Typ 3 auftritt, besteht ein Atlas 1/4-Gewebe aus den beiden Kreuzungstypen 1 und 2 (vgl. Bild 7.34).

Die Kontaktflächen wurden für die genannten Gewebe mit Hilfe von mikroskopischen Aufnahmen des Laminatquerschnittes bestimmt. In Tabelle 7.6 sind die Eigenschaften der untersuchten Gewebe und die berechneten Kontaktflächen aufgeführt, wobei es sich um statistische Mittelwerte handelt, da generell eine ungleichmäßige Verteilung der Faserbündel vorliegt.

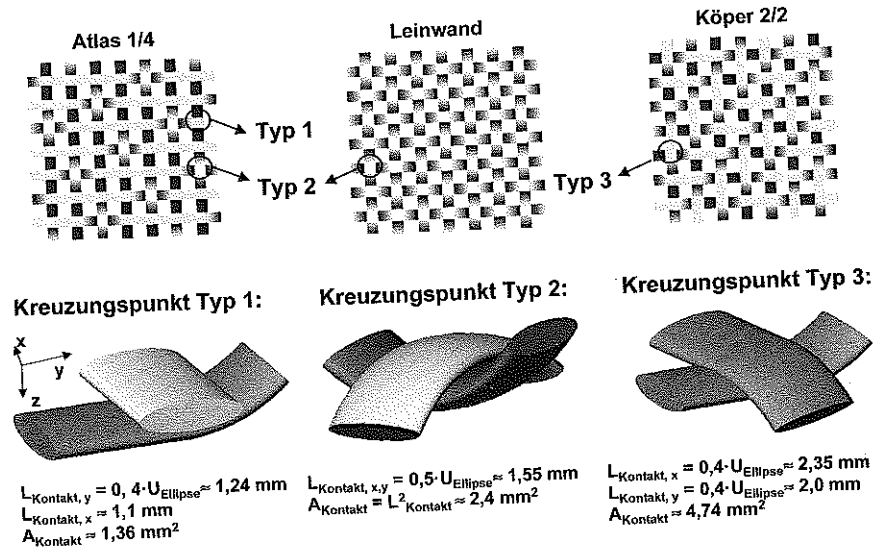


Bild 7.34: Kreuzungspunkte zwischen den Kett- und Schussfäden und gemessene Kontaktlänge bzw. -fläche bei den untersuchten Geweben (Fadenbreite: Atlas 1/4, Leinwand: 1,5 mm; Körper 2/2: 2,9 mm (Kette); 2,5 mm (Schuss))

Tabelle 7.6: Charakteristik der untersuchten Kohlenstofffasergewebe

Kennwert	Einheit	Atlas 1/4	Leinwand	Körper 2/2
Flächengewicht	g/m <sup>2</sup>	285	200	200
Fadenbreite (Kette)	mm	1,5	1,5	2,9
Fadenbreite (Schuss)	mm	1,5	1,5	2,5
Fadendicke	mm	0,15	0,15	0,18
Kettfäden pro cm	-	7	5,2	3,5
Schussfäden pro cm	-	7	5,2	3,5
Kreuzungspunkte Typ 1 pro cm <sup>2</sup>	-	40	-	-
Kreuzungspunkte Typ 2 pro cm <sup>2</sup>	-	9	27	-
Kreuzungspunkte Typ 3 pro cm <sup>2</sup>	-	-	-	12,25
Kontaktfläche pro cm <sup>2</sup> (berechnet)	mm <sup>2</sup>	76,0	64,8	58,0

Zunächst wurde  $f_G \cdot i_{ind}^2$  für CF-PPS Lamine mit Atlas 1/4- und Leinwandgewebe bestimmt. Anschließend erfolgte die Verifizierung der dargestellten Vorgehensweise an einem CF-PA12 Laminat mit Körper 2/2-Gewebe. Der Vergleich des Verhältnisses der gemessenen Kontaktflächen von Atlas 1/4- und Leinwandgewebe

$$\frac{A_{Kontakt, Atlas}}{A_{Kontakt, Leinwand}} = \frac{76}{64,8} = 1,17$$

mit dem Verhältnis der experimentell bestimmten Werte von  $f_G \cdot i_{ind}^2$  (vgl. Tabelle 7.5)

$$\frac{f_G \cdot i_{ind}^2 (Atlas)}{f_G \cdot i_{ind}^2 (Leinwand)} \approx 1,24$$

zeigt, dass sich  $f_G \cdot i_{ind}^2$  durch die Bestimmung der Kontaktflächen im Verstärkungsgewebe abschätzen lässt.

Die Faserbündelquerschnitte sind in sehr guter Näherung als gestreckte Ellipsen mit den Halbachsen a und b darstellbar, deren Umfang U sich wie folgt berechnet:

$$U = \int_0^{2\pi} \sqrt{1 - \left(\frac{a^2 - b^2}{a^2}\right) \cdot \cos^2 t} dt \quad (7.24)$$

Die Berechnung ergibt für die untersuchten CF-PPS Lamine mit Atlas 1/4- und Leinwandgewebe (a= 0,75 mm; b= 0,075 mm) einen halben Umfang der Faserbündel von  $\frac{1}{2}U = 1,57 mm$ .

Dies stimmt sehr gut mit der Messung von  $\frac{1}{2}U = 1,55 mm$  überein (vgl. Bild 7.34). Somit ist es möglich, aus der bloßen Kenntnis der Fadendicke und -breite die Kontaktflächen im Laminat und die Erwärmungszeit abzuschätzen.

Zusätzlich wurde der Ansatz gewählt,  $f_G \cdot i_{ind}^2$  aus dem spezifischen elektrischen Widerstand der Lamine zu bestimmen. Die gemessenen Werte für die untersuchten CF-PPS Lamine wurden bereits in Tabelle 7.4, Seite 61 aufgelistet. Für den Widerstand des Laminates mit Atlas 1/4-Gewebe wurde ein Mittelwert aus Kett- und Schussrichtung angenommen. Das Verhältnis der spezifischen Widerstände der Lamine mit Leinwandgewebe und Atlas 1/4-Gewebe ergibt

$$\frac{\rho_{el, Leinwand}}{\rho_{el, Atlas}} = \frac{2,1 \cdot 10^{-4} \Omega m}{1,75 \cdot 10^{-4} \Omega m} = 1,2$$

Dies stimmt sehr gut mit den Erwärmungsmessungen und den Kontaktflächenmessungen überein. Der Widerstand im Laminat mit Leinwandgewebe ist höher als im Laminat mit Atlas 1/4-Gewebe, da der Kontakt zwischen den Faserbündeln geringer ist, und infolgedessen resultiert eine geringere Erwärmung. Es ist somit möglich, durch die Bestimmung des spezifischen elektrischen Widerstandes den Faktor  $f_G \cdot i_{ind}^2$  anzunähern, ohne eine Erwärmungsmessung durchzuführen. Gleichzeitig wird dadurch die auf Faserkontakt basierende Theorie zum Induktionserwärmungsmechanismus bestätigt.

Verifizierung der dargestellten Vorgehensweise

Zur Verifizierung der beschriebenen Vorgehensweise wurde die Erwärmungszeit für ein CF-PA 12 Laminat mit Körper 2/2-Gewebe (vgl. Tabelle 7.7) mit Hilfe des Faserkontaktmodells

berechnet und den experimentell ermittelten Ergebnissen einer Infrarotmessung gegenübergestellt.

Tabelle 7.7: Kennwerte des untersuchten CF-PA 12 Laminates

Kennwert	Einheit	Wert
$\varphi$	Vol.-%	50
$\varphi_{II}$	Vol.-%	25
D	mm	2,3
$\rho$	kg·m <sup>-3</sup>	1400
$\rho_{et,II}$	Ω·m	1,78·10 <sup>-4</sup>
$c_p$	J·kg <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup>	1000

Als Bezug für die Bestimmung der Erwärmungszeit aus den Kontaktflächen wurde das Leinwandgewebe verwendet. Das Verhältnis der Kontaktflächen von Leinwand- und Körper 2/2-Gewebe ergibt

$$\frac{A_{\text{Kontakt, Körper 2/2}}}{A_{\text{Kontakt, Leinwand}}} = \frac{58,0}{64,8} = 0,895 \quad \left[ \rightarrow \frac{f_G \cdot i_{\text{ind}}^2(\text{Körper 2/2})}{f_G \cdot i_{\text{ind}}^2(\text{Leinwand})} \right]$$

Mit diesem Verhältnis wurde nach Gleichung 7.23 die notwendige Erwärmungszeit zur Erzielung einer Laminattemperatur von 180 °C berechnet, wobei das Verhältnis aus  $\Delta t_{\text{Körper 2/2}} / \Delta t_{\text{Leinwand}}$  gebildet wurde. Die Ergebnisse sind in Bild 7.35 gegenübergestellt. Der Fehler zwischen Abschätzung und Messung liegt für die längere Erwärmungszeit lediglich bei 3 %, bei der kürzeren Erwärmungszeit dagegen bei 25 %. Dies verdeutlicht, wie bereits vorne erwähnt, dass mit der dargestellten Vorgehensweise die Erwärmungszeit beliebiger Laminats besonders bei längeren Erwärmungszeiten gut abgeschätzt werden kann.

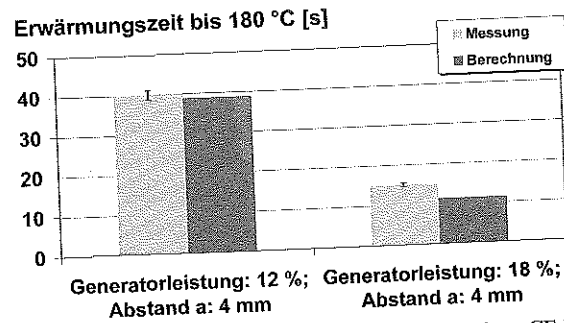


Bild 7.35: Gemessene und berechnete Erwärmungszeit des untersuchten CF-PA 12 Laminates

#### 7.4 Maximal tolerierbare Temperatur hinter der Anpressrolle

Die Temperatur  $\vartheta_3$  bzw.  $\vartheta_4$  (vgl. Bild 7.4, Seite 45), mit der das Laminat die Anpressrolle verlässt, ist mitentscheidend für die Schweißnahtqualität. Wird die Schweißkraft bei einer zu hohen Temperatur entfernt, kann dies zu Delaminationen und Lufteinschlüssen im Laminat führen. Außerdem resultiert ein höherer Kristallisationsgrad, da das Laminat aufgrund der geringeren Abkühlgeschwindigkeit an Luft eine längere Zeit benötigt bis die Rekristallisationstemperatur der Matrix erreicht ist als beispielsweise bei der Abkühlung an der gekühlten Anpressrolle. Je höher aber  $\vartheta_4$  sein darf, um so höher kann die Vorschubgeschwindigkeit des kontinuierlichen Induktionsschweißprozesses gewählt werden, da eine geringere Abkühlrate zulässig ist. Gleichzeitig steigt dadurch die Wirtschaftlichkeit des Prozesses.

Um die maximal ertragbare Temperatur für das untersuchte CF-PPS Laminat mit Atlas 1/4-Gewebe zu ermitteln, wurde deshalb folgende Versuchsreihe durchgeführt:

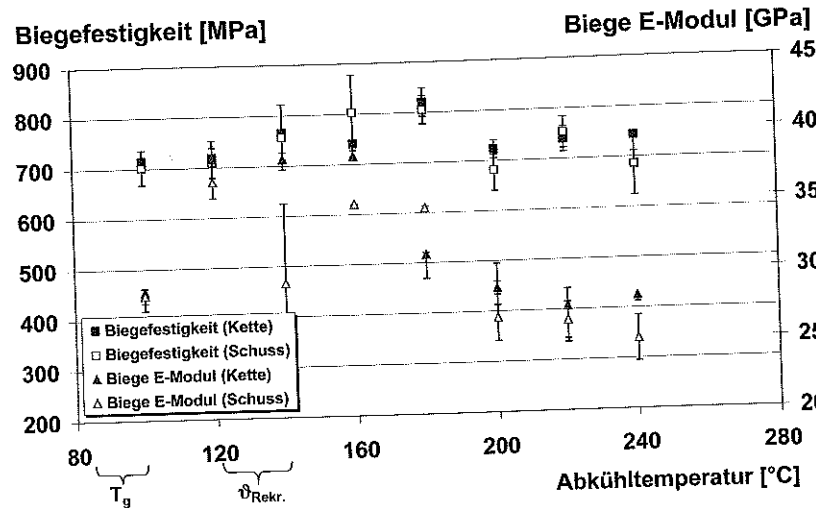
1. CF-PPS Platten (300 x 100 x 2 mm) wurden im Infrarot-Strahlerfeld auf die Verarbeitungstemperatur von 320 °C aufgeheizt.
2. Das aufgeschmolzene Laminat wurde anschließend in eine Presse transferiert und zwischen zwei Plattenwerkzeugen mit einem Druck von 3 MPa (Herstellerangabe) konsolidiert. Die Platten waren auf 100 °C, 120 °C, 140 °C, 160 °C, 180 °C, 200 °C, 220 °C bzw. 240 °C temperiert.
3. Sobald das Laminat die Plattentemperatur erreicht hatte, wurde der Druck entfernt und das Laminat an Luft und Umgebungsdruck bis auf Raumtemperatur abgekühlt.

Die Untersuchung der Laminatqualität erfolgte mittels 3-Punkt-Biegeversuchen nach DIN EN 63 und Mikroskopie. Für die Biegeversuche wurden jeweils 5 Proben (40 x 15 mm) in Kett- und Schussrichtung aus der Plattenmitte herausgesägt. Die Schliffproben für die Mikroskopie wurden aus der Plattenmitte entnommen, um Randeinflüsse auszuschließen.

Bild 7.36 zeigt das Ergebnis der Biegeversuche als Funktion der Abkühltemperatur, d.h. der Temperatur, bei welcher der Konsolidierungsdruck entfernt wurde. Man erkennt, dass sich die Biegefestigkeit nur geringfügig verändert, sich aber bei einer Abkühltemperatur von etwa 160 °C - 180 °C ein Maximum ausbildet. Zwar unterliegen die E-Modul-Messwerte einer höheren anlagenbedingten Messungenauigkeit, jedoch ist bei den Biege-E-Moduli ein deutlicher Abfall der Werte ab 180 °C und ein Plateau zwischen 120 °C und 160 °C zu erkennen. Bei dem geringen E-Modul in Schussrichtung bei 140 °C handelt es sich offensichtlich um einen Ausreißer, da auch die Standardabweichung sehr hoch ist. Die geringen Festigkeits- und E-Modul-Messwerte der auf 100 °C abgekühlten Probe sind voraussichtlich auf den niedrigeren Kristallisationsgrad des PPS zurückzuführen, da das Laminat schnell unter die Rekristallisationstemperatur abgekühlt worden ist.

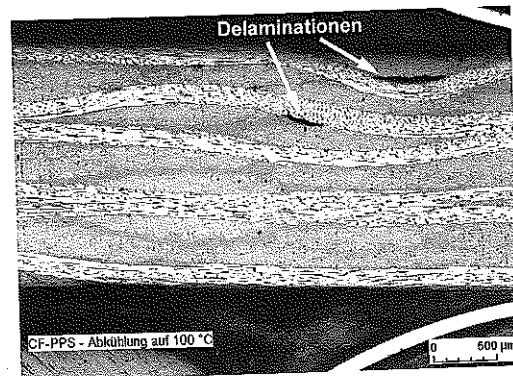


Somit scheint eine Abkühlung unter Druck bis in den Bereich der Rekristallisationstemperatur die besten Laminatqualitäten zu erzeugen.

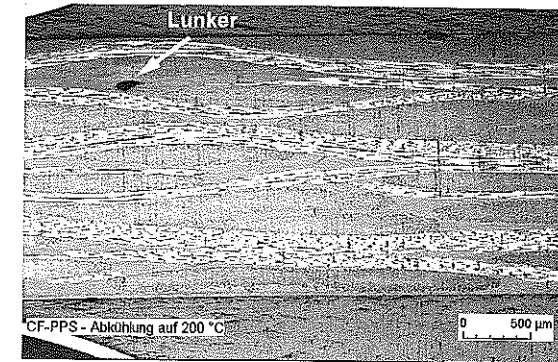


**Bild 7.36:** Einfluss der Abkühltemperatur auf die Biegefestigkeit und -steifigkeit des untersuchten CF-PPS Laminates

Die Auswertung der Mikroskopieproben zeigt bei keiner der untersuchten Abkühltemperaturen Laminatschädigungen. Beispielhaft seien hier die Mikroskopiebilder bei Abkühlung auf 100 °C und 200 °C gezeigt (Bild 7.37, Bild 7.38). Die bei der auf 100 °C abgekühlten Probe zu erkennenden Delaminationen sind voraussichtlich auf Schädigungen beim Sägen der Proben zurückzuführen, da sie einerseits die einzigen Schädigungen im gesamten mikroskopisch untersuchten Laminat darstellen und andererseits bei einer Abkühlung auf 100 °C keine Schädigungen mehr zu erwarten sind.



**Bild 7.37:** Querschnitt eines unter Druck auf 100 °C abgekühlten CF-PPS Laminates. Bei dem auf 200 °C abgekühlten Laminat sind ebenfalls keine Fehlstellen erkennbar, mit Ausnahme des im Bild 7.38 gekennzeichneten Lunkers.



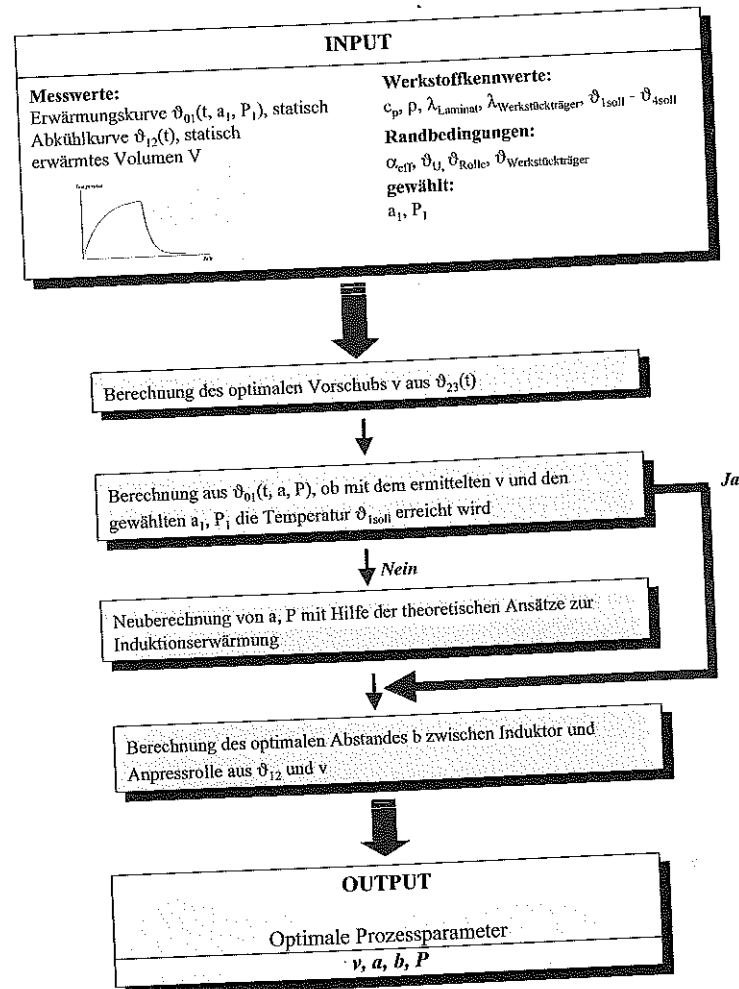
**Bild 7.38:** Querschnitt eines unter Druck auf 200 °C abgekühlten CF-PPS Laminates

### 7.5 Thermodynamische Modellierung des KIS

Ziel der Prozessmodellierung ist die Vorhersage optimaler Prozessparameter des kontinuierlichen Induktionsschweißprozesses (KIS) unter Zuhilfenahme einer minimalen Anzahl von einfachen Vorversuchen. Es ist nicht das Ziel, eine Vorhersage gänzlich ohne Experimente nur auf theoretischen Berechnungen basierend durchzuführen. Denn beispielsweise die für die Berechnung des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha$  notwendigen Größen wie Luftgeschwindigkeit und Strömungsbedingungen sowie sonstige thermodynamische Größen wie Wärmekontaktwiderstand zwischen Laminat und Anpressrolle sowie Werkstückträger sind weitestgehend unbekannt oder können nur mit großem Aufwand als Einzelkennwerte bestimmt werden. Eine weitere erhebliche Schwierigkeit stellt die Anisotropie und Temperaturabhängigkeit der Werkstoffkennwerte dar. Aus diesem Grund werden in Vorversuchen zusammengefasste Kennwerte für die anschließende Berechnung ermittelt. Die Vorgehensweise zur Bestimmung der optimalen Prozessparameter ist in Bild 7.39 dargestellt.

Als Eingangsgrößen dienen die thermodynamischen Randbedingungen der Umgebung bzw. der Schweißanlage, die Messwerte aus Vorversuchen sowie die Laminatkennwerte, wobei  $\lambda_{\text{Laminat}}$  ein Vektor ist, welcher die Anisotropie der Faser-Kunststoff-Verbunde berücksichtigt. Die Vorversuche beinhalten statische Versuche zur induktiven Erwärmung des zu verschweißenden Laminates ( $\rightarrow \vartheta_{01}(t)$ ) mit anschließender Abkühlung an Luft ( $\rightarrow \vartheta_{12}(t)$ ). Aus  $\vartheta_{01}(t)$  wird für eine gewählte Kombination der Prozessparameter Abstand  $a$  und Generatorleistung  $P$  die Zeit ermittelt, bis das Laminat die Verarbeitungstemperatur erreicht hat. Alternativ kann  $\vartheta_{01}(t)$  nach

der in Kapitel 7.3.7 beschriebenen Methode abgeschätzt oder mit Hilfe der Finiten Elemente Methode wie in Kapitel 7.5.1 dargestellt berechnet werden. Aus der anschließenden Abkühlung  $\vartheta_{12}(t)$  wird mit dem in Kapitel 7.5.2 diskutierten Differenzenverfahren ein effektiver Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha_{\text{eff}}$  bestimmt.  $\alpha_{\text{eff}}$  umfasst Konvektion, Strahlung und Wärmeleitung. Die Messung des über Matrixschmelztemperatur erwärmten Volumens dient einerseits zur Kontrolle, ob die Fügezone auf ihrer gesamten Breite und in ausreichender Tiefe aufgeschmolzen ist, und andererseits als Grundlage für das Probekörpermodell für die thermodynamische Berechnung.



**Bild 7.39:** Vorgehensweise zur Bestimmung der optimalen Prozessparameter beim kontinuierlichen Induktionsschweißprozess

Die Bestimmung der optimalen Prozessparameter startet mit der Berechnung der Vorschubgeschwindigkeit  $v$  aus der Abkühlkurve  $\vartheta_{23}(t)$ , da diese Schweißphase als die kritischste identifiziert wurde. Während Anfangspunkt  $\vartheta_2$  und Endpunkt  $\vartheta_3$  der Kurve durch die Werkstoffkennwerte vorgegeben sind, hängt der zeitliche Kurvenverlauf im wesentlichen vom Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha_{\text{eff,Rolle}}$  und der Rollentemperatur ab. Je nach verwendeter Anlagenkonfiguration sind diese Werte Tabellenblättern zu entnehmen bzw. in einem Vorversuch zu ermitteln. Dabei ist es ausreichend, eine Kurve  $\vartheta_{23}(t)$  mit *einem* beliebigen Vorschub zu messen.  $\alpha_{\text{eff,Rolle}}$  kann dann mit dem Differenzenverfahren berechnet werden. Aus der im Differenzenverfahren ermittelten Abkühlzeit  $\Delta t_{23}$  zur Erreichung von  $\vartheta_3$  kann mit der Rollenkontaktlänge  $l_{\text{Rolle}}$  die erforderliche Vorschubgeschwindigkeit  $v$  berechnet werden:

$$v = \frac{l_{\text{Rolle}}}{\Delta t_{23}} \quad (7.25)$$

Anschließend wird anhand der gemessenen Kurve  $\vartheta_{01}(t)$  und der in eine Zeit  $\Delta t_{01}$  umgerechneten Vorschubgeschwindigkeit  $v$  sowie der vom jeweiligen Induktor erwärmten Laminatbreite  $s$  in  $y$ -Richtung ermittelt, ob  $\Delta t_{01}$  ausreicht, um das Laminat auf  $\vartheta_{1\text{sol}}$  zu erwärmen. Ist dies der Fall, sind die optimalen Prozessparameter bestimmt. Wird  $\vartheta_{1\text{sol}}$  über- bzw. unterschritten, sind  $P$  bzw.  $a$  entsprechend Kapitel 7.3.3 bzw. Kapitel 7.3.4 zu verändern. Bei Überschreiten der maximal zur Verfügung stehenden Generatorleistung muss der Vorschub neu berechnet werden.

Abschließend wird wiederum mit dem Differenzenverfahren aus  $\vartheta_{12}(t)$  der optimale Abstand  $b$  zwischen Induktor und Anpressrolle berechnet unter Verwendung von  $\vartheta_{1\text{sol}}, \vartheta_{2\text{sol}}$  und  $\alpha_{\text{eff}}$ . Hierzu wird zunächst die erforderliche Abkühlzeit  $\Delta t_{12}$  von  $\vartheta_1$  nach  $\vartheta_2$  aus der Abkühlkurve  $\vartheta_{12}(t)$  bestimmt. Danach kann  $b$  mit folgender Beziehung berechnet werden:

$$b = \Delta t_{12} \cdot v \quad (7.26)$$

### 7.5.1 Finite Elemente Modell der induktiven Erwärmung

Wie die bisherigen Untersuchungen gezeigt haben, ist die induktive Erwärmung von faserverstärkten Thermoplasten durch alternierende Magnetfelder sehr komplex. Daher sind mit analytischen Ansätzen und vereinfachten Modellen lediglich Abschätzungen möglich bzw. müssen mehr oder weniger aufwendige Vorversuche durchgeführt werden, um das Bestimmtheitsmaß zu erhöhen. Daher wurde eine Finite Elemente Berechnung der induktiven Erwärmung von CFK durchgeführt, wobei nachstehende Ziele verfolgt wurden

- Entwicklung eines gekoppelten elektromagnetischen und thermodynamischen Modells unter Berücksichtigung der Anisotropie der Faser-Kunststoff-Verbunde,

- Berücksichtigung temperaturabhängiger Werkstoffkennwerte und Randbedingungen und
- Vorhersage des Temperaturverlaufs  $\vartheta_{01}(t)$  in Phase I (vgl. Bild 7.4, Seite 45).

Die Simulation erfolgte mit der FEM-Software ANSYS® (Modul: EMAG). Der Ablauf ist in Bild 7.40 dargestellt. Zunächst wurde mit Hilfe einer harmonischen elektromagnetischen Analyse die Wirbelstromverteilung im Werkstück berechnet. Mit den berechneten Werten wurde anschließend eine transiente thermische Analyse mit einer festen Schrittweite durchgeführt und die Temperaturverteilung berechnet. Nach jedem Schritt wurde überprüft, ob der berechnete Temperaturanstieg zu einer Veränderung der temperaturabhängigen elektromagnetischen Werkstoffkennwerte  $\mu$  und  $\rho_{el}$  führte. In diesem Fall muss mit den veränderten Kennwerten eine erneute harmonische elektromagnetische Analyse durchgeführt werden usw. Da  $\mu$  und  $\rho_{el}$  für CFK im untersuchten Temperaturbereich bis 400 °C nahezu temperaturunabhängig sind, konnte auf die erneute elektromagnetische Analyse allerdings verzichtet werden.

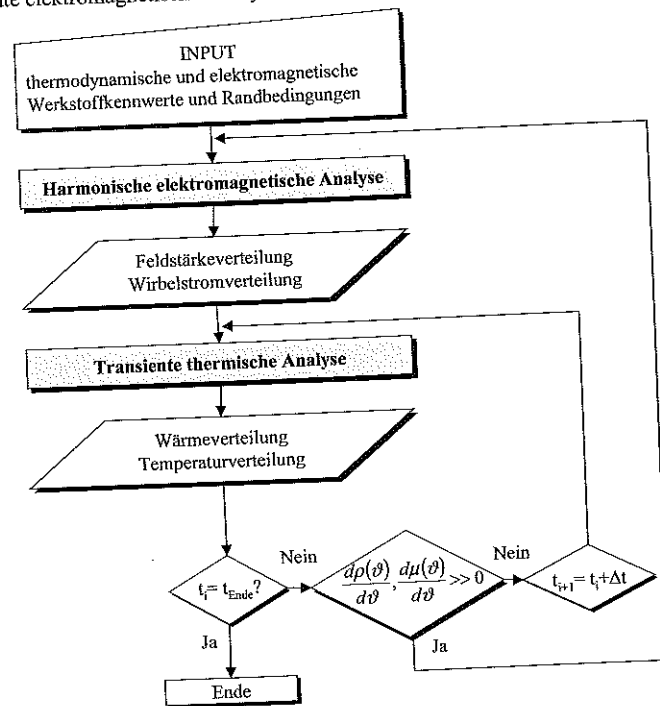


Bild 7.40: Ablauf der FE-Simulation

Die Simulation mit zweidimensionalen Modellen erbrachte keine hinreichend genauen Ergebnisse, so dass letztendlich ein dreidimensionales Modell einer einfach überlappten Probekörpergeometrie mit einer Überlappungslänge von 40 mm betrachtet wurde. Als Induktor wurde ein

einwindiger Ringinduktor mit einem Innendurchmesser von 16 mm und einem Rohrdurchmesser von 2 mm verwendet (vgl. Bild 7.41). Durch die gewählten Abmessungen konnte der Einfluss von Randeffekten ausgeschlossen werden. Das Laminat (CF-PPS, Atlas 1/4) wurde als monolithisch angenommen mit unterschiedlichen Eigenschaften in den drei Raumrichtungen. Die für die Simulation verwendeten Kennwerte sind Tabelle 12.2 für CF-PPS (Atlas 1/4) und Tabelle 7.8 (sonstige Kennwerte) zu entnehmen.

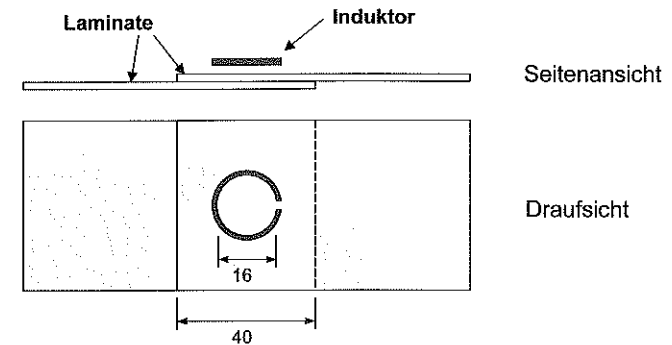


Bild 7.41: Schematische Darstellung des FE-Modells

Tabelle 7.8: Kennwerte für die FE-Simulation der Induktionserwärmung von CF-PPS (Atlas 1/4)

Kennwert	Einheit	Wert
$\mu$	$\text{H}\cdot\text{m}^{-1}$	$1,256\cdot 10^{-6}$
$\epsilon$	-	0,95
Induktorstrom	A	187 (entspricht Generatorleistung 10 %)
Feldfrequenz	Hz	$10^6$
$\alpha$	$\text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$	20
$\lambda_{  }$	$\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	2,5-3,7 (bei 25 °C – 300 °C) (vgl. Bild 12.3 im Anhang)
$\lambda_{\perp}$	$\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	0,1-0,4 (bei 25 °C – 300 °C) (vgl. Bild 12.3 im Anhang)
$\vartheta_U$	°C	25
Abstand a	mm	3
Laminatdicke D	mm	2

Bild 7.42 zeigt die simulierte Wirbelstromverteilung im Laminat, welche hauptsächlich vom spezifischen elektrischen Widerstand des Laminates abhängt. Die Wirbelströme sind letztendlich für die Erwärmung und die Temperaturverteilung im Laminat verantwortlich.

Bild 7.43 und Bild 7.44 zeigen die simulierte und die gemessene Temperaturverteilung auf der Laminatoberseite nach 2 Sekunden bzw. 4 Sekunden Erwärmungszeit. Der Ringinduktor ist in den FE-Bildern allerdings nicht dargestellt.

Der Vergleich zwischen Simulation und Messung zeigt eine gute Übereinstimmung der gemessenen und berechneten Temperaturverteilung im untersuchten CF-PPS Laminat sowie des zeitlichen Verlaufs der Induktionserwärmung. Anzumerken ist, dass die am höchsten erwärmten Laminatbereiche bei der Infrarotmessung vom Induktor verdeckt werden, wodurch die niedrigere gemessene Temperatur erklärt werden kann.

Die FE-Simulation zeigt, dass es möglich ist, das inhomogene Laminat als monolithischen Werkstoff anzunehmen, ohne dadurch einen gravierenden Fehler zu begehen. Mit dem entwickelten FE-Modell ist es nun möglich,

- die induktive Erwärmung von CFK-Laminaten vorherzubestimmen,
- an die jeweilige Fügenahtgeometrie angepasste Induktoren zu entwickeln und
- optimale Prozessparameter Induktorstrom und Abstand  $a$  zu bestimmen.

Durch die Verwendung von ANSYS® wird es zukünftig außerdem möglich sein, den Abkühlungsprozess in die Simulation zu integrieren.

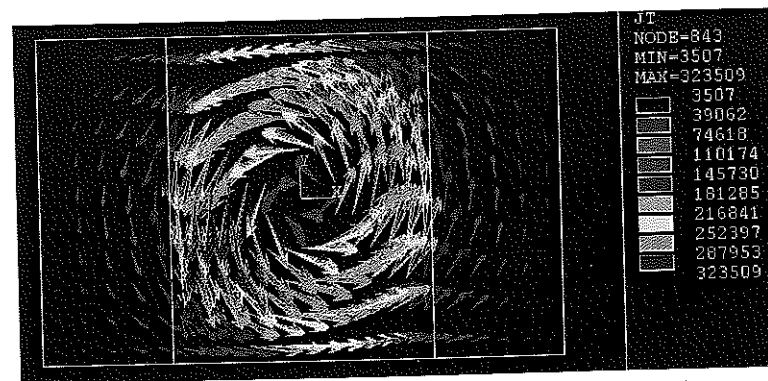
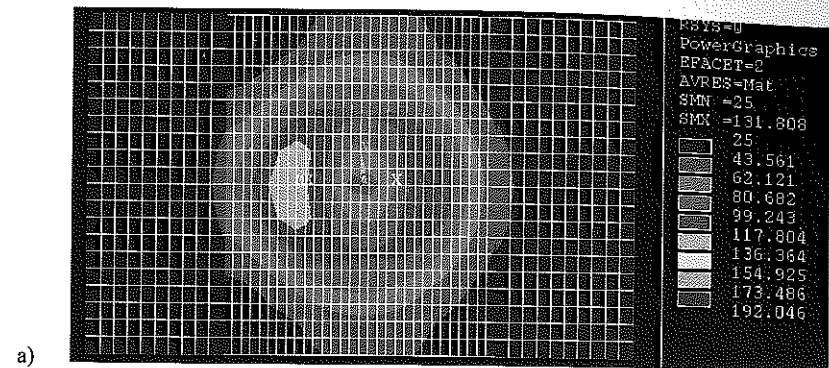
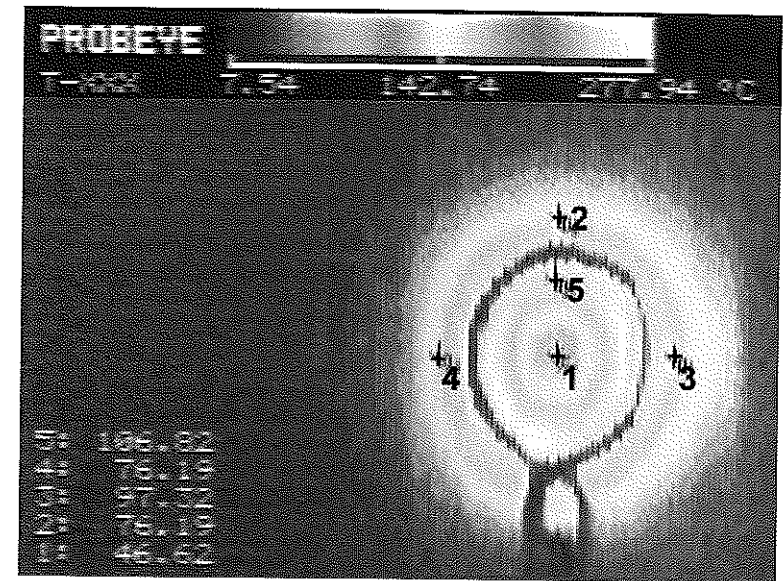


Bild 7.42: Simulierte Wirbelstromverteilung im Probekörper aus CF-PPS (Draufsicht)

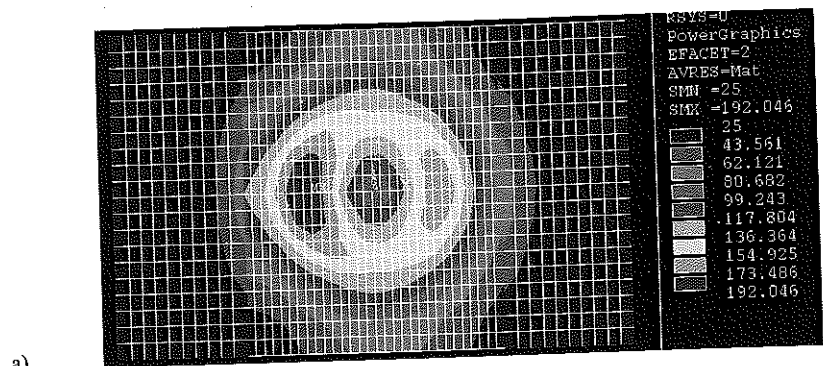


a)

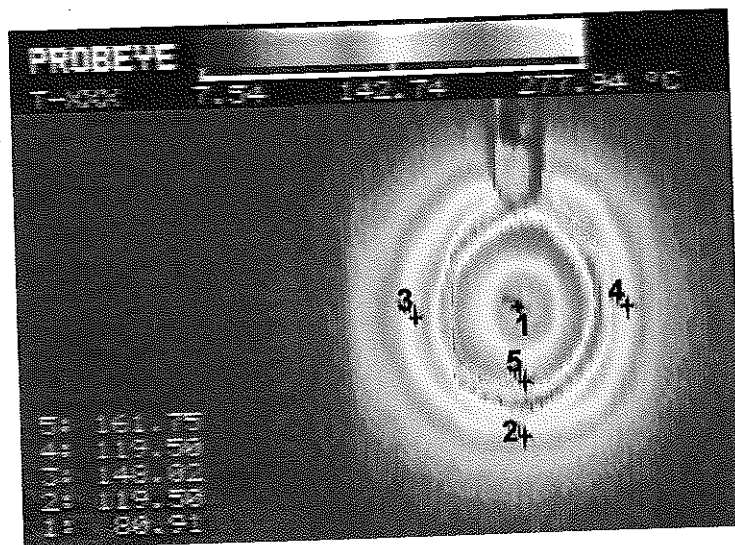


b)

Bild 7.43: Temperaturverteilung nach einer Erwärmungszeit von 2 s (a: FE-Simulation; b: Infrarotmessung; jeweils Draufsicht)



a)



b)

**Bild 7.44:** Temperaturverteilung nach einer Erwärmungszeit von 4 s (a: FE-Simulation; b: Infrarotmessung; jeweils Draufsicht)

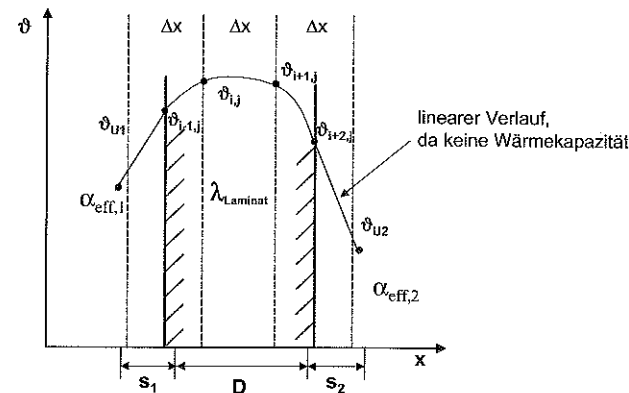
**7.5.2 Modellierung der Abkühlphasen beim KIS**

Der Temperaturverlauf der drei Abkühlphasen beim kontinuierlichen Induktionsschweißprozess (vgl. Bild 7.4, Seite 45) lässt sich durch die Fouriersche Wärmeleitungsgleichung beschreiben

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial t} = \frac{\lambda_{||}}{\rho \cdot c_p} \cdot \left( \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial y^2} \right) + \frac{\lambda_{\perp}}{\rho \cdot c_p} \cdot \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial z^2} \quad (7.27)$$

Die Anisotropie der Faser-Kunststoff-Verbunde wurde durch die Verwendung unterschiedlicher Wärmeleitfähigkeitskoeffizienten  $\lambda_{||}$  und  $\lambda_{\perp}$  berücksichtigt.

Für die Lösung dieser partiellen Differenzialgleichung wurde in der vorliegenden Arbeit das Binder-Schmidtsche Differenzenverfahren verwendet. Es ist einfach zu programmieren und liefert hinreichend genaue Ergebnisse. Das Verfahren besteht darin, das Laminat gedanklich in Abschnitte mit endlicher Dicke ( $\Delta x, \Delta y, \Delta z$ ) zu zerlegen und die Temperaturen nur an den Grenzflächen dieser "Schichten" zu berechnen (Stützstellen) (vgl. Bild 7.45) [122].



**Bild 7.45:** Ortsdiskretisierung und Temperaturverlauf im Laminat und der Zusatzschicht s (nach [122])

Für die Berechnung nach dem Binder-Schmidt-Verfahren gelten folgende Voraussetzungen:

- örtlich konstante Anfangstemperatur,
- zeitlich konstante Umgebungstemperatur und
- konstante Stoffwerte.

Die Wärmeverteilung in einem Volumen ergibt sich durch Superposition der eindimensional berechneten Temperaturen in den drei Raumrichtungen [123].

Die Differenzialgleichung wird durch eine Differenzengleichung ersetzt, wobei die örtlichen und zeitlichen Ableitungen der Temperatur mit Hilfe von Taylor-Entwicklungen wie folgt durch Differenzenquotienten angenähert werden [122]:

$$\left( \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial x^2} \right)_{i,j} = \frac{\vartheta_{i+1,j} + \vartheta_{i-1,j} - 2 \cdot \vartheta_{i,j}}{\Delta x^2} \quad (7.28)$$

$$\left( \frac{\partial \vartheta}{\partial t} \right)_{i,j} = \frac{\vartheta_{i,j+1} - \vartheta_{i,j}}{\Delta t} \quad (7.29)$$

Hierin ist  $i$  die örtliche und  $j$  die zeitliche Laufvariable. Für die Ableitungen nach  $y$  und  $z$  gilt entsprechendes.

Wählt man nach [122]

$$\frac{\lambda}{\rho \cdot c_p} \cdot \frac{\Delta t}{\Delta x^2} = 0,5 \quad (7.30)$$

vereinfacht sich die Berechnung und man erhält die Temperatur am Ort  $x_i$  zur Zeit  $t_{j+1}$  aus dem arithmetischen Mittelwert der Temperaturen der benachbarten Schichten zur Zeit  $t_j$

$$\vartheta_{i,j+1} = \frac{\vartheta_{i+1,j} + \vartheta_{i-1,j}}{2} \quad (7.31)$$

Die Bedingung für numerische Stabilität der Ergebnisse ist das Binder-Schmidt-Kriterium [122]

$$0 < \frac{\lambda}{\rho \cdot c_p} \cdot \frac{\Delta t}{\Delta x^2} \leq 0,5 \quad (7.32)$$

Nachteilig wirkt sich beim Binder-Schmidt-Verfahren aus, dass bei hohen Genauigkeitsforderungen (Ortsdiskretisierung:  $\Delta x/L_x < 0,1$ ) sehr kleine Zeitschritte  $\Delta t$  einzuhalten sind, da Zeit- und Ortsschritte nicht unabhängig voneinander gewählt werden können [123]. Aufgrund der heute zur Verfügung stehenden Rechnerleistung stellt dies allerdings kein Problem dar. Die Berechnungen in der vorliegenden Arbeit wurden mit Microsoft Excel durchgeführt.

Beim KIS liegt der Fall vor, dass die Umgebungstemperatur konstant ist und zwischen der umgebenden Luft und der Laminatoberfläche ein Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha$  existiert. Dies wird dadurch berücksichtigt, dass die Wand durch eine zusätzliche Schicht  $s$  mit der Wärmeleitfähigkeit der Wand jedoch ohne Wärmekapazität ergänzt wird (vgl. Bild 7.45) [122].

Für  $s$  erhält man

$$s = \frac{\lambda}{\alpha} \quad (7.33)$$

Die Temperatur  $\vartheta_{z,j}$  in dieser Zusatzschicht ergibt sich aus [123]

$$\vartheta_{z,j} = \vartheta_w \cdot \frac{Bi \cdot 2}{Bi + 2} - \vartheta_{i,j} \cdot \frac{Bi - 2}{Bi + 2} \quad (7.34)$$

Hierin ist  $Bi$  die Biot-Zahl, welche wie folgt definiert ist

$$Bi = \frac{\alpha \cdot \Delta x}{\lambda} \quad (7.35)$$

Für die Berechnung wurde der verwendete Versuchsaufbau wie in Bild 7.46 dargestellt modelliert.

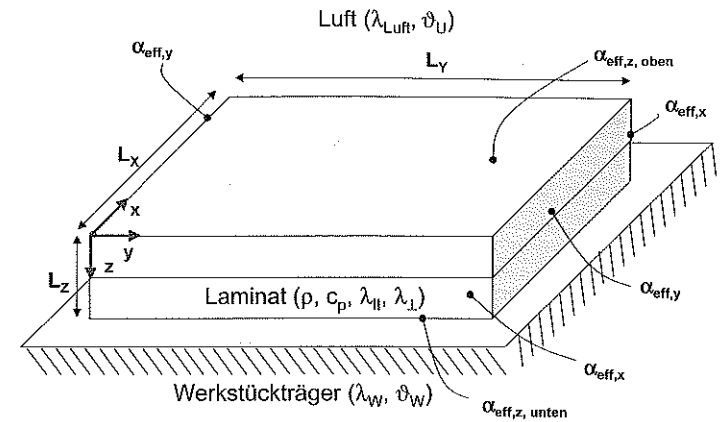


Bild 7.46: Modell des verwendeten Versuchsaufbaus für die thermodynamische Modellierung

Die Berechnung erfolgte beispielhaft für CF-PPS (Atlas 1/4) mit den in Tabelle 7.9 aufgeführten Kennwerten, wobei in  $x$ - und  $y$ -Richtung Symmetrie angenommen wurde.

Tabelle 7.9: Kennwerte für die Abkühlungsberechnung (CF-PPS, Atlas 1/4)

Kennwert	Einheit	Wert
$L_{x,y}$	m	erwärmte Laminatfläche
$L_z$	m	$2 \cdot D_{Laminat}$
$\Delta x, y$	m	$L_{x,y}/10$
$\Delta z$	m	$D_{Laminat}/10$
$\lambda_{x,y} (= \lambda_{II})$	$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	3
$\lambda_z (= \lambda_I)$	$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	0,2
$\lambda_{Luft}$	$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	0,03
$\lambda_{Werkstückträger}$	$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$	0,23
$c_p$	$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	vgl. Bild 12.4 im Anhang
$\rho$	$kg \cdot m^{-3}$	1540
$\alpha_{eff,x,y}$	$W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1}$	20
$\alpha_{eff,z,oben}$	$W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1}$	20
$\alpha_{eff,z,unten}$	$W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1}$	23
$\alpha_{eff,z,oben,Rolle}$	$W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1}$	250
$\vartheta_0$	$^{\circ}C$	$\vartheta_1$ (vgl. Bild 7.4)
$\vartheta_{Luft}$	$^{\circ}C$	25
$\vartheta_{Rolle}$	$^{\circ}C$	10
$\vartheta_W$	$^{\circ}C$	100

Statt  $\alpha$  wurde mit einem effektiven Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha_{\text{eff}}$  gerechnet, welcher auch Wärmestrahlung beinhaltet, da die exakte Bestimmung und Trennung der Wärmeleitungsanteile äußerst schwierig ist (vgl. auch [44]). Die in Tabelle 7.9 aufgeführten Werte für  $\alpha_{\text{eff}}$  gelten für die verwendete Versuchsanordnung und sind in Vorversuchen aus gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen mit Hilfe des Differenzenverfahrens berechnet worden.  $\alpha_{\text{eff}}$  hängt von der Umgebungstemperatur, den Strömungsverhältnissen der umgebenden Luft, dem Emissionsgrad des Laminates und den Wärmekontaktwiderständen zwischen dem Laminat und den umgebenden Medien ab.

Die Bestimmung der Wärmeleitfähigkeitskoeffizienten  $\lambda_{\parallel}$  und  $\lambda_{\perp}$  des untersuchten CF-PPS Laminates ist in Kapitel 12.5 beschrieben. Die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  des CF-PPS Laminates wurde mittels DSC gemessen (vgl. Kapitel 12.6). Für die Berechnung ist der Mittelwert des jeweiligen Temperaturbereiches verwendet worden.

Die Laminatabkühlung wurde folgendermaßen simuliert: Zur Zeit  $t = 0$  hat das Laminat die einheitliche Temperatur  $\vartheta_0$ , welche der maximalen Temperatur  $\vartheta_1$  im KIS entspricht. An den Oberflächen (d.h. in den Zusatzschichten) findet ein sprunghafter Wärmeübergang mit dem Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha_{\text{eff}}$  und der Umgebungstemperatur  $\vartheta_U$  statt. Die Berechnung erfolgt abschnittsweise für die drei Abkühlphasen, wobei die unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten durch veränderte  $\alpha_{\text{eff}}$  modelliert wurden.

Zunächst wurden die eindimensionalen Temperaturverläufe in den drei Raumrichtungen berechnet und wie folgt in eine dimensionslose Temperatur  $\Theta$  umgewandelt

$$\Theta = \frac{\vartheta - \vartheta_U}{\vartheta_0 - \vartheta_U} \quad (7.36)$$

Anschließend erfolgte die Berechnung der Temperatur an einer beliebigen Stelle im Laminatvolumen durch Superposition dieser dimensionslosen Temperaturen. Die Lösung ergibt sich aus der Überlagerung der Einzellösungen dreier ebener Platten, welche das Gesamtvolumen abbilden. Die Temperatur in der Mitte der oberen Laminatwand  $\vartheta_{\text{oben, Mitte}}$  erhält man z.B. aus

$$\vartheta_{\text{oben, Mitte}} = \vartheta_U + \Theta_{x, \text{Mitte}} \cdot \Theta_{y, \text{Mitte}} \cdot \Theta_{z, \text{Wand, oben}} \cdot (\vartheta_0 - \vartheta_U) \quad (7.37)$$

Bild 7.47 zeigt beispielhaft für zwei verschiedene Vorschubgeschwindigkeiten und Maximaltemperaturen  $\vartheta_1$  die berechneten und gemessenen Temperaturverläufe auf der Laminatoberseite. Die Abweichung der gemessenen und berechneten Temperaturen liegt im Bereich kleiner 10 % und ist damit ausreichend für eine Vorhersage der optimalen Prozessparameter wie z.B. Vorschubgeschwindigkeit, Abstand  $b$  zwischen Induktor und Anpressrolle oder Werkstückträger-Werkstoff.

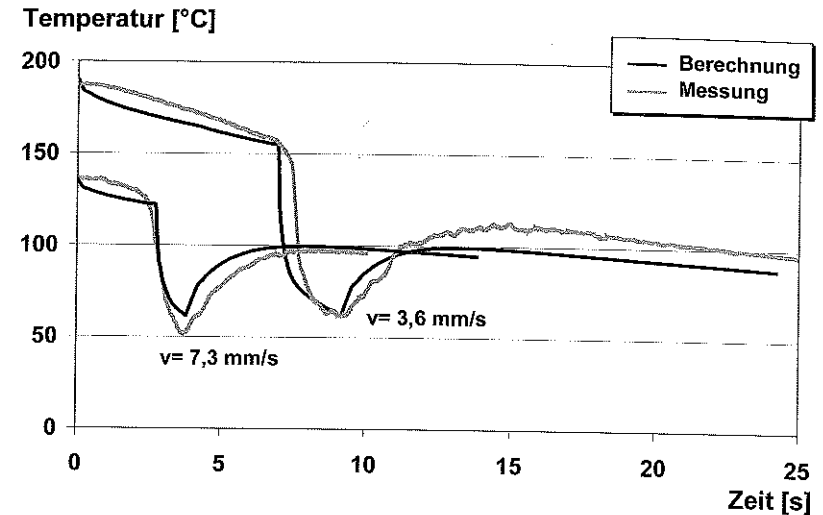


Bild 7.47: Gemessener und berechneter Temperaturverlauf auf der Laminatoberseite beim KIS (CF-PPS, Atlas 1/4; Dicke: 1,3 mm)

In Bild 7.48 erkennt man, dass eine Vorschubverringering einerseits zu einer stärkeren Abkühlung des Laminates und einer längeren Rekonsolidierungsdauer führt, was positiv zu bewerten ist. Andererseits sinkt jedoch die Temperatur  $\vartheta_2$ , mit der das Laminat die Anpressrolle erreicht, ebenfalls deutlich. Eine zu niedrige Temperatur  $\vartheta_2$  führt allerdings zu einer ungenügenden Verschweißung. Dem kann durch eine Verringerung des Abstandes  $b$  entgegengewirkt werden (vgl. Bild 7.49). Weiterhin ist in Bild 7.48 zu erkennen, dass bei einem hohen Vorschub nur wenig Wärme aus dem Laminatinneren abgeführt wird und die Fügezonentemperatur nur geringfügig absinkt. Dies ist auf Wärmediffusionsvorgänge zurückzuführen. Der Temperaturanstieg des Laminates nach Verlassen der Rolle ist gravierend und nicht akzeptabel und sollte durch eine zusätzliche Kühlung mit Druckluft oder eine stärkere Kühlung der Anpressrolle verhindert werden. Aus dem Gesagten lässt sich schließen, dass die besten Schweißergebnisse mit einem möglichst kleinen Vorschub erreicht werden.

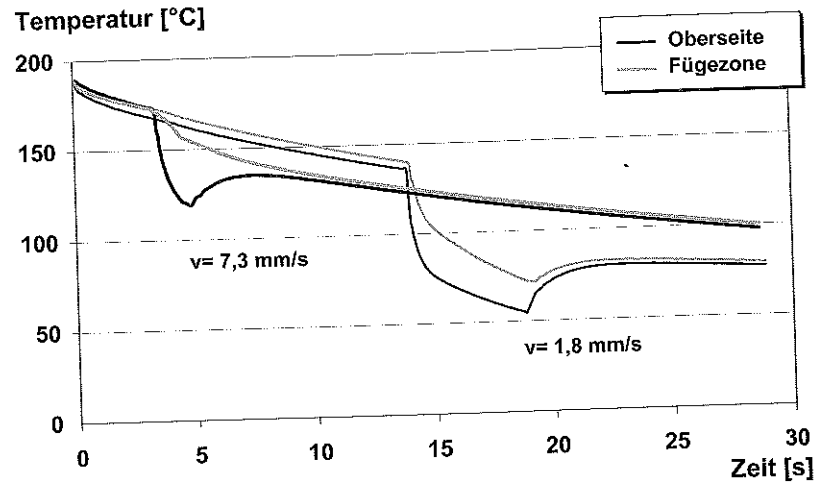


Bild 7.48: Berechneter Temperaturverlauf auf der Laminatoberseite und in der Fügezone bei unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten (CF-PPS, Atlas 1/4; Dicke: 1,3 mm)

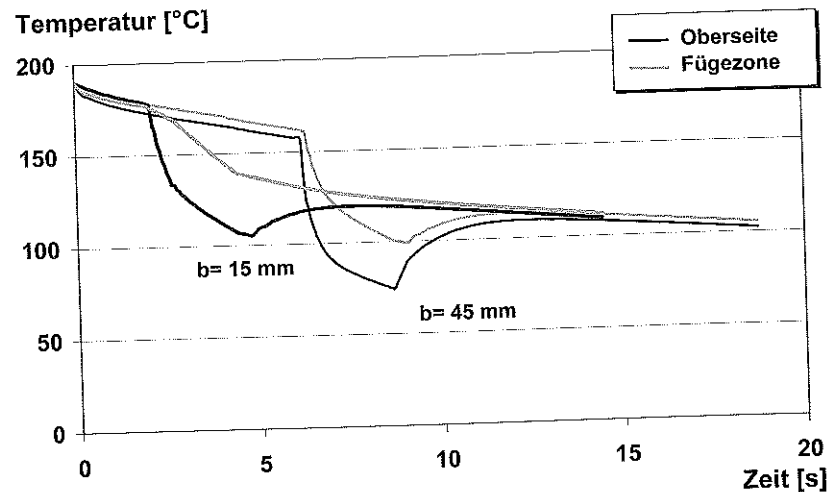


Bild 7.49: Berechneter Temperaturverlauf auf der Laminatoberseite und in der Fügezone bei unterschiedlichen Abständen  $b$  (CF-PPS, Atlas 1/4; Dicke: 1,3 mm)

Eine stärkere Wärmeabfuhr erhält man neben einer Vorschubreduzierung auch durch die Senkung der Werkstückträgertemperatur, welche unterhalb  $\vartheta_{\text{Rekr}}$  des Matrixpolymers liegen

sollte. Dies ist in Bild 7.50 dargestellt. Gleichzeitig lässt sich durch diese Maßnahme der Temperaturgradient in Laminatdickenrichtung verringern (vgl. Kapitel 7.3.6).

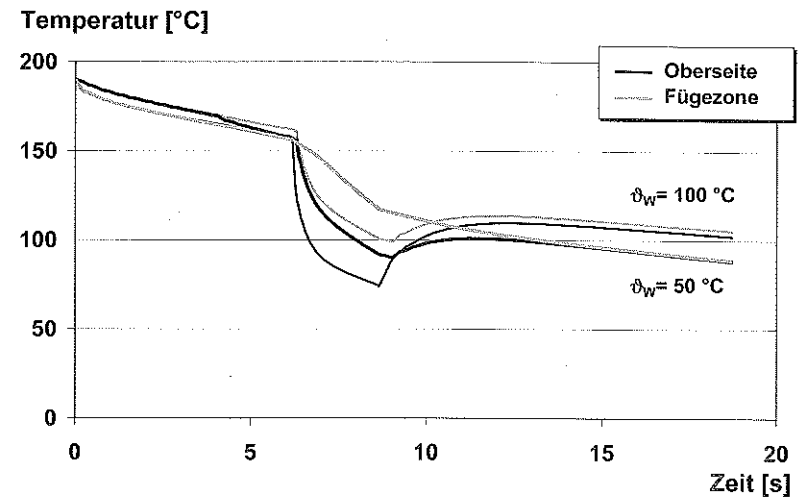


Bild 7.50: Berechneter Temperaturverlauf auf der Laminatoberseite und in der Fügezone bei unterschiedlichen Werkstückträgertemperaturen (CF-PPS, Atlas 1/4; Dicke: 1,3 mm)

Mit der hier vorgestellten thermodynamischen Prozessmodellierung ist es möglich, die optimalen Einstellungen für die Prozessparameter Vorschubgeschwindigkeit, Abstand  $b$ , Rollentemperatur und Werkstückträgertemperatur des KIS ohne aufwendige Versuche vorherzubestimmen. Lediglich die Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha_{\text{eff}}$  sind in einem statischen Vorversuch zu bestimmen. Da beim Schweißen neben der Wärme auch der Schweißdruck eine entscheidende Rolle spielt, ist außerdem die Kenntnis der Reptation-Zeit  $t_r$  des zu verschweißenden Werkstoffes wichtig (vgl. Kapitel 2.1). Falls keine Herstellerangaben zur Verfügung stehen, kann diese experimentell ermittelt werden wie in [12] beschrieben.

#### 7.6 Qualitätssicherungskonzept

Die Online-Überwachung der wichtigsten Prozessparameter ist unerlässlich zur Gewährleistung einer guten und reproduzierbaren Schweißnahtqualität. Daher sollte eine industrielle Induktionsschweißanlage mit entsprechender Sensorik/Aktorik und Steuerungs- bzw. Regelungssoftware ausgestattet sein. Ein mögliches QS-Konzept wird im Folgenden vorgestellt.



### Anforderungen

Das Qualitätssicherungs-System (QSS) muss die folgenden Anforderungen erfüllen:

- Gewährleistung der Einhaltung der optimalen Prozessparameter Vorschubgeschwindigkeit, Abstand a, Abstand b, Generatorleistung und Schweißkraft,
- Protokollieren der relevanten Prozessparameter (online und offline),
- Prozessregelung bzw. -steuerung und -überwachung und
- hohe Ausfallsicherheit.

### Charakteristika des Qualitätssicherungssystems

Die zu regelnden QS-Parameter sind die Schweißkraft und die charakteristischen Temperaturen  $\vartheta_1 - \vartheta_4$  des Temperatur-Zeit-Verlaufes im Laminat. Das QSS besteht aus den Regel-, Stell- und Messgrößen der verschiedenen Regelkreise mit ihren speziellen Regelalgorithmen. Prinzipiell kann die Regelung als autarke Regelung der einzelnen Anlagenkomponenten (Druckeinheit, Vorschubeinheit, Induktionseinheit) oder als zentrale Regelung/Steuerung der Anlage über einen Computer erfolgen. Zur Minimierung des Ausfallrisikos ist eine autarke Regelung der einzelnen Anlagenkomponenten zu bevorzugen. Der Computer sollte lediglich dazu dienen, Sollwerte vorzugeben und die Prozessdaten zu überwachen und auszuwerten. Bild 7.51 zeigt schematisch die Regelkreise einer möglichen Anlagenkonfiguration.

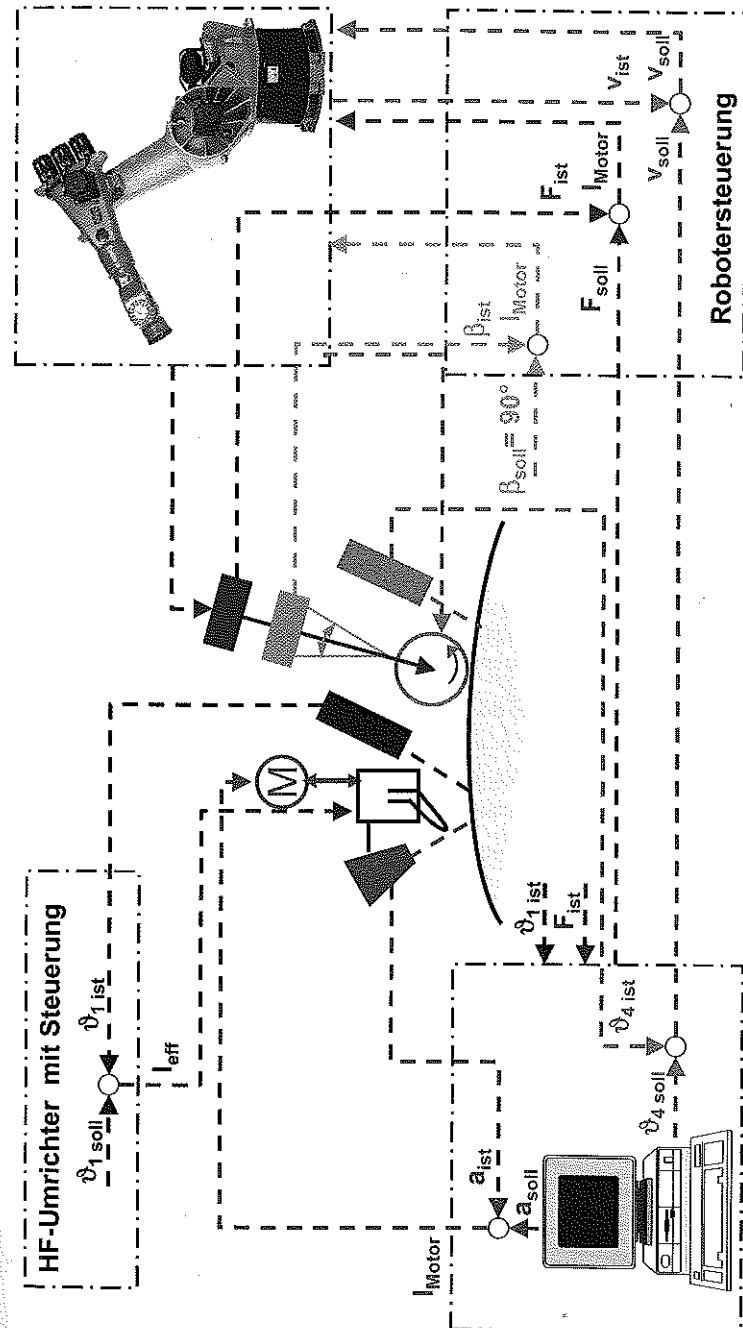


Bild 7.51: Schematische Darstellung der Regelkreise einer möglichen Anlagenkonfiguration

Im Folgenden wird kurz auf die verschiedenen Regelkreise eingegangen.

a) Rollenanpresskraft

- Sollwert: Vorgabe durch Computer  
 Regler: Robotersteuerung (intern)  
 Stellglied: Motoren, Getriebe des Roboters  
 Messglied: Kraftmessdose

Die Rollenanpresskraft wird vom Bediener vorgegeben und vom Computer als Sollwert an die Robotersteuerung übergeben. Diese regelt dann autark die Anpresskraft.

b) Winkel zwischen Rollenanpresskraft-Vektor und Normalenvektor der Bauteiloberfläche

- Sollwert:  $90^\circ$  (konstant)  
 Regler: Robotersteuerung (intern)  
 Stellglied: Motoren, Getriebe des Roboters  
 Messglied: Kraft-Momenten-Sensor

Die als Schweißkraft wirkende Komponente der Rollenanpresskraft ist die Normalkraft  $F_n$  (vgl. Bild 7.52). Von der Robotersteuerung gemessen und geregelt wird jedoch die Kraft  $F$ . Weicht der Winkel  $\beta$  von  $0^\circ$  ab – z.B. bei einer gekrümmten Bauteiloberfläche –, so entsteht eine Abweichung zwischen der Kraft  $F$  und der Kraft  $F_n$ . Dies muss von der Regelung erkannt und so kompensiert werden, dass die Kraft  $F$  verändert wird bis  $F_n$  den vorgegebenen Sollwert besitzt. Der Winkel und der Betrag der an der Rolle wirkenden Kräfte kann beispielsweise mit Hilfe eines Kraft-Momenten-Sensors gemessen bzw. berechnet werden. Der Regelalgorithmus ist in die Robotersteuerung zu integrieren.

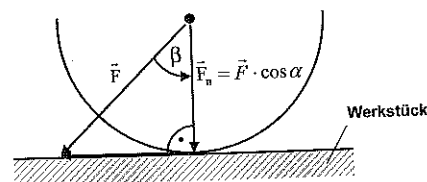


Bild 7.52: Kräfte an der Anpressrolle

c) Temperatur  $\vartheta_4$

- Sollwert: Vorgabe durch Computer  
 Regler: Robotersteuerung (intern)  
 Stellglied: Vorschubgeschwindigkeit  
 Messglied: Strahlungspyrometer

Um eine gute Schweißnahtqualität zu erzielen, ist die Temperatur  $\vartheta_4$  hinter der Anpressrolle in geeigneten Grenzen zu halten, die vom zu verschweißenden Laminat und dem gewünschten Kristallisationsgrad bestimmt werden (vgl. Kapitel 7.4). Die Temperatur  $\vartheta_4$  ist durch den Vorschub beeinflussbar. Je größer der Vorschub, um so weniger Wärme entzieht die Anpressrolle dem Laminat und um so höher wird  $\vartheta_4$ . Die Laminattemperatur wird mittels eines Strahlungspyrometers gemessen und vom Steuerungsprogramm mit der vom Bediener vorgegebenen Solltemperatur verglichen. Mit Hilfe eines Regelalgorithmus wird ein Vorschub Sollwert berechnet, der vom Computer an die Robotersteuerung übergeben wird. Der Regelalgorithmus lässt sich durch die Berechnung der Wärmeleitvorgänge im Laminat und der Anpressrolle mit dem Fourierschen Ansatz bestimmen (vgl. Kapitel 7.5.2). Die Vorschubregelung erfolgt autark durch die Robotersteuerung.

d) Temperatur  $\vartheta_1$

- Sollwert: Vorgabe durch Bediener der Induktionseinheit  
 Regler: Induktionseinheit (intern)  
 Stellglied: Induktorstrom  
 Messglied: Strahlungspyrometer

Die Temperatur  $\vartheta_1$  wird autark von der Induktionseinheit geregelt. Der Bediener gibt lediglich die gewünschte Temperatur am Steuergerät ein. Die Regelung der Laminattemperatur erfolgt über die Regelung des Induktorspulenstroms bzw. über die Veränderung der Pulsbreite des Stromes (vgl. Bild 7.9, Seite 49).

e) Abstand  $a$  zwischen Induktor und Laminatoberseite

- Sollwert: Vorgabe durch Computer  
 Regler: PID-Regler in der Steuerungssoftware  
 Stellglied: Motorstrom einer Lineareinheit  
 Messglied: Abstandssensor

Obwohl durch die Regelung der Erwärmungstemperatur  $\vartheta_1$  auf Veränderungen des Abstandes  $a$  zwischen Induktor und Laminatoberfläche reagiert werden kann, sollte dieser ebenfalls geregelt werden, da schon eine kleine Veränderung dieses Abstandes eine große Veränderung der Laminattemperatur bewirkt. Außerdem entstehen veränderte Erwärmungstiefen und Temperaturgradienten (vgl. Kapitel 7.3.4).

Der Abstand zwischen Induktor und Laminatoberseite wird von einem Abstandssensor (z.B. Laser) gemessen und mit Hilfe einer Lineareinheit an den Sollwert angepasst. Die Regelung erfolgt durch den Computer bzw. die Steuerungssoftware. Bei Verwendung einer starren, mechanischen Lösung entfällt dieser Regelkreis.

- f) Abstand  $b$  zwischen Induktor und Anpressrolle  
 Sollwert: Vorgabe durch Bediener  
 Regler: starres Gestänge  
 Stellglied: starres Gestänge  
 Messglied: entfällt

Der Abstand  $b$  zwischen Induktor und Anpressrolle ist konstant zu regeln, um eine gleichbleibende Temperatur  $\vartheta_2$  zu gewährleisten. Im einfachsten Fall wird die Induktorhalterung und die Lagerung der Anpressrolle mit einem starren Gestänge verbunden, so dass eine Regelung entfällt. Abweichungen vom Sollwert können entstehen, wenn die Bauteiloberfläche gekrümmt ist.

### 7.7 Einfluss der Prozessparameter auf die Schweißnahtfestigkeit

Um den Einfluss der Prozessparameter auf die Schweißnahtfestigkeit zu ermitteln, wurden Probekörper aus den in Tabelle 7.10 aufgelisteten Laminaten hergestellt und untersucht.

Tabelle 7.10: Lamine für die Induktionsschweißversuche (vgl. auch Tabelle 12.2 im Anhang)

Werkstoff	Verstärkungsgewebe	Laminatdicke	Faseranteil
		mm	Vol.-%
CF-PPS	Atlas 1/4	1,3	50
CF-PPS	Atlas 1/4	2,0	50
CF-PPS	Leinwand	1,0	50
CF-PPS	Leinwand	1,9	50
GF-PA12	Atlas 1/7	2,1	52
GF-PP	Leinwand	1,8	35

Zunächst wurden Schweißversuche mit den kohlenstofffaserverstärkten Laminaten durchgeführt. Variiert wurden dabei die Parameter Schweißkraft, Vorschubgeschwindigkeit, Laminatdicke und Laminataufbau. Die Temperatur  $\vartheta_1$  wurde auf 340 °C konstant geregelt, der Abstand  $a$  betrug 3 mm und der Abstand  $b$  45 mm. Die Temperatur  $\vartheta_4$  wurde mit einem Strahlungspyrometer überwacht und der maximale Vorschub so gewählt, dass  $\vartheta_4 \leq \vartheta_{\text{Rekr}} = 140$  °C war. Der maximale Vorschub betrug 10,8 mm·s<sup>-1</sup> für die dünneren Lamine und 7,2 mm·s<sup>-1</sup> für die dickeren Lamine.

Die Probekörper bestanden aus zwei Teilen mit einer Länge  $L$  von 100 mm und Breite  $B$  von 120 mm. Die Überlappungslänge  $L_0$  betrug wie bei den vibrationsgeschweißten Probekörpern 15 mm. Je Schweißparametereinstellung wurden zwei Probekörper geschweißt und aus deren Mitte jeweils zwei 25 mm breite Zugscherproben (vgl. Bild 5.1 oben, Seite 16) herausgesägt. Je

Parametereinstellung konnten dementsprechend vier Probekörper ausgewertet werden. Die Zugscherversuche wurden in Anlehnung an DIN 53283 durchgeführt unter Verwendung der folgenden Versuchsparameter:

Freie Einspannlänge: 105 mm  
 Traversengeschwindigkeit: 2 mm·min<sup>-1</sup>  
 Prüfklima: 23 °C / 65 % relative Luftfeuchtigkeit

Bild 7.53 und Bild 7.54 zeigen exemplarisch die Schweißnahtfestigkeit in Abhängigkeit von der Schweißkraft bzw. der Vorschubgeschwindigkeit für ein CF-PPS Laminat mit Leinwandgewebe und einer Dicke von 1,9 mm. Übereinstimmend wurde bei allen Untersuchungen die größte Fügenahtfestigkeit bei einer Schweißkraft von 200 – 300 N erzielt. Hinsichtlich des Vorschubs ergab sich eine nahezu lineare Abnahme der Fügenahtfestigkeit mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit. Dies deutet auf eine zu kurze Einwirkzeit der Schweißkraft bei Vorschubgeschwindigkeiten ab etwa 7 mm·s<sup>-1</sup> hin (kleiner als  $t$ ; vgl. Kapitel 2.1) und dadurch hervorgerufene unvollständige Polymerfusion bzw. Rekonsolidierung des aufgeschmolzenen Laminates.

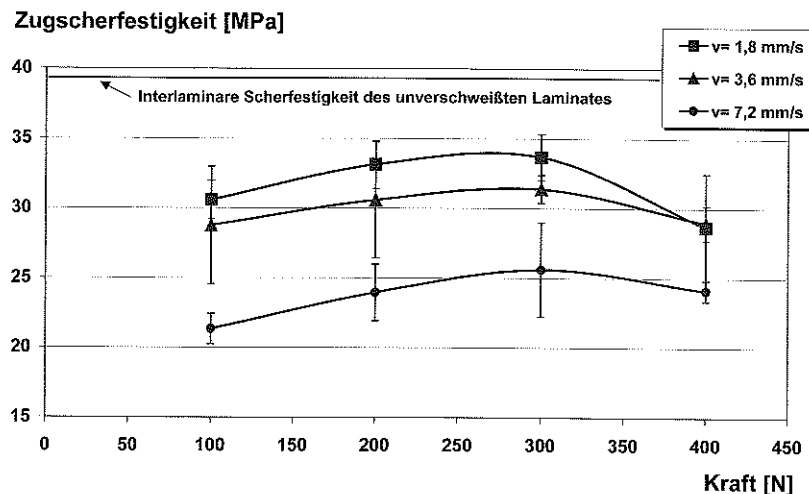


Bild 7.53: Einfluss der Schweißkraft und des Vorschubs auf die Zugscherfestigkeit induktionsschweißter Probekörper aus CF-PPS (Leinwand; Dicke: 1,9 mm)

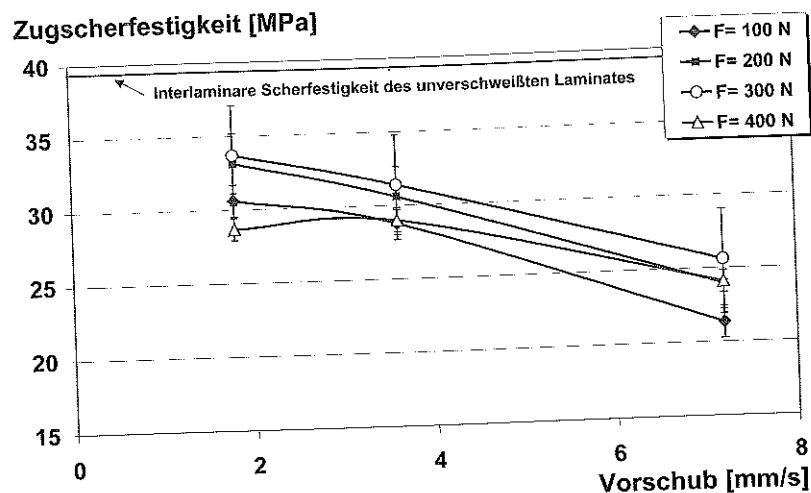


Bild 7.54: Einfluss der Schweißkraft und des Vorschubs auf die Zugscherfestigkeit induktionsgeschweißter Probekörper aus CF-PPS (Leinwand; Dicke: 1,9 mm)

Bild 7.55 zeigt die maximal erzielte Zugscherfestigkeit (Mittelwerte und Standardabweichung) der untersuchten Laminat. Man erkennt, dass jeweils bei den dünneren Laminaten eine etwas höhere Festigkeit erreicht wurde. Dies kann auf die größere Erwärmungstiefe bei diesen Laminaten und die dadurch bedingte gesteigerte Polymerdiffusion zurückgeführt werden.

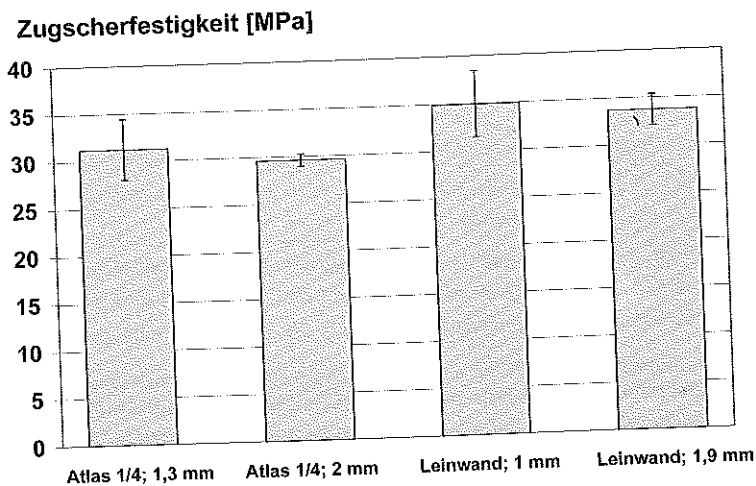


Bild 7.55: Maximal erzielte Zugscherfestigkeit der untersuchten CF-PPS Laminat

Mikroskopische Untersuchungen der geschweißten Verbindungen zeigten, dass bei kleinen Vorschubgeschwindigkeiten bis  $3,6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  eine vollständige Verschweißung erfolgt. Die Schweißnaht war nicht mehr vom restlichen Laminat zu unterscheiden (vgl. Bild 7.56 und Bild 7.57). Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit steigt die Anzahl und das Ausmaß der Delaminationen und Luftschlüsse im Laminat an (vgl. Bild 7.58). Offensichtlich reicht die Einwirkzeit der Schweißkraft nicht mehr aus, um die während der Schmelzphase entstandenen Delaminationen zu beseitigen und das Laminat wieder zu konsolidieren.

Im Gegensatz zu den vibrationsgeschweißten Probekörpern war bei den induktionsgeschweißten nur eine geringe Erhöhung des Faservolumenanteiles in der Fügezone zu erkennen. Dies liegt an dem deutlich geringeren Schweißaustrieb beim kontinuierlichen Induktionsschweißen.

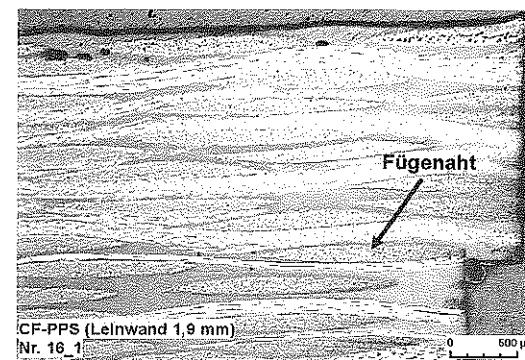


Bild 7.56: Lichtmikroskopische Aufnahme eines induktionsgeschweißten Probekörpers (CF-PPS;  $v = 3,6 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ;  $F = 400 \text{ N}$ )

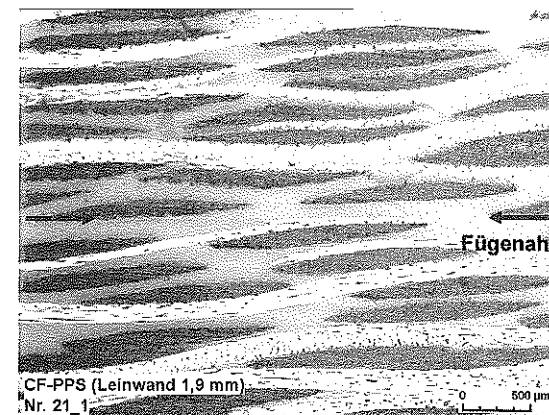
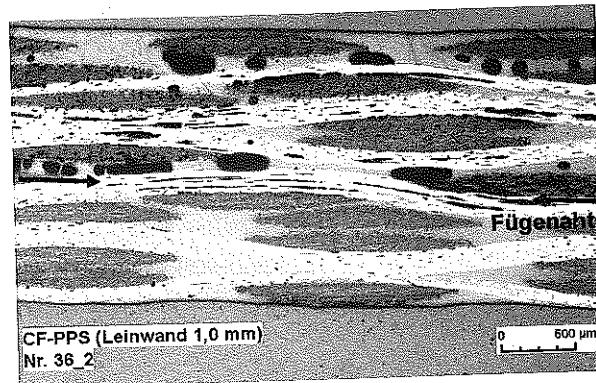


Bild 7.57: Lichtmikroskopische Aufnahme eines induktionsgeschweißten Probekörpers (CF-PPS;  $v = 1,8 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ;  $F = 100 \text{ N}$ )



**Bild 7.58:** Lichtmikroskopische Aufnahme eines induktiongeschweißten Probekörpers (CF-PPS;  $v = 10,8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ;  $F = 400 \text{ N}$ )

Die Ergebnisse der mikroskopischen Untersuchungen korrelieren gut mit den gemessenen Zugscherfestigkeitswerten. Eine exakte Vorhersage der Schweißnahtfestigkeit mit Hilfe der Mikroskopie ist allerdings nicht möglich, wie auch in [90] ermittelt wurde.

Neben kohlenstofffaserverstärkten Thermoplasten wurden außerdem GF-PA12 Laminat (vgl. Tabelle 12.2 im Anhang) verschweißt, wobei aufgrund der Untersuchungsergebnisse bei den CF-PPS Laminaten die Anzahl der Parametervariationen reduziert werden konnte. Es wurden daher nur die Prozessparameter Schweißkraft und Schweißhilfsmaterial untersucht. Als Schweißhilfsmaterial ist

- Metallgewebe (Werkstoff: V2A; Maschenweite: 0,8 mm; Drahtdicke: 0,2 mm) ohne zusätzliche Matrix,
- mit der gleichen Matrix wie das Laminat,
- mit niederviskoser PA12-Matrix sowie
- ein mit PA12-Matrix imprägniertes Kohlenstofffasergewebe (Köper 2/2)

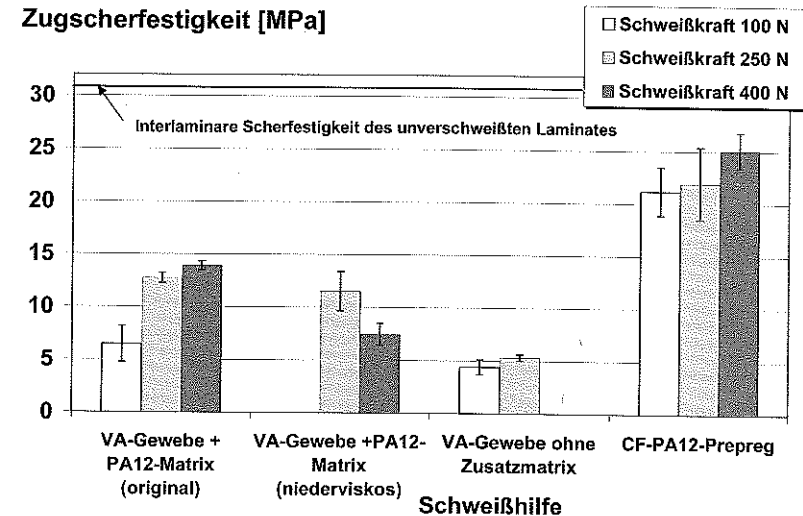
verwendet worden.

Die Imprägnierung der Gewebe mit dem Matrixmaterial erfolgte in einem zusätzlichen, vorgeschalteten Arbeitsgang. Anhand von Vorversuchen ergab sich eine optimale Vorschubgeschwindigkeit von  $1,8 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  bei Verwendung des Metallgewebes und von  $2,6 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  bei Verwendung des Kohlenstofffasergewebes.

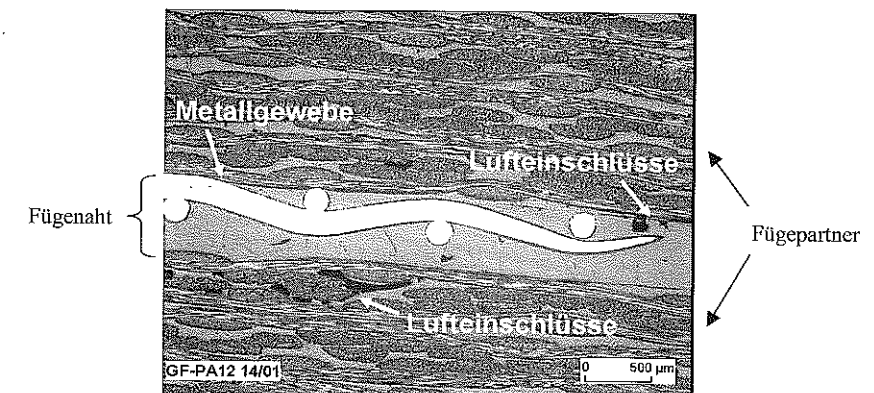
Bild 7.59 zeigt die Zugscherfestigkeitswerte der induktiongeschweißten einfach überlappten Probekörper aus GF-PA12. Mit Metallgewebe als Schweißhilfe konnte auch bei Verwendung von zusätzlichem Matrixmaterial nur eine geringe Schweißnahtfestigkeit erzielt werden. Dies ist einerseits darauf zurückzuführen, dass das Metall eine schlechte Anbindung zum Polymer besitzt. Andererseits gelang es aufgrund von Randeffecten bei der induktiven Erwärmung nicht,

die gesamte Fügenreht zu verschweißen, und es entstanden teilweise Lufteinschlüsse durch Verbrennung der Matrix (vgl. Bild 7.60). Die eindeutig besten Ergebnisse konnten mit dem CF-PA12-Prepreg als Schweißhilfe erzielt werden, obwohl auch mit diesen die hohe Festigkeit der Vibrationsschweißungen von 31 MPa nicht erreicht werden konnte (vgl. Bild 6.4, Seite 29). Die Mikroskopiebilder deuten jedoch auf eine vollständige Verschweißung hin (vgl. Bild 7.61).

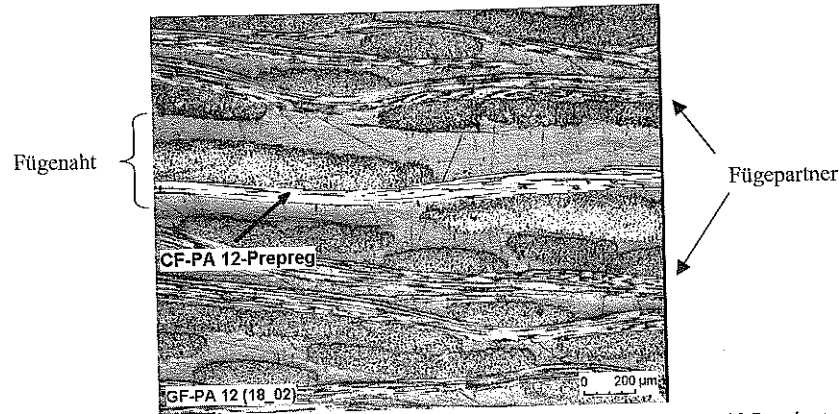
### Zugscherfestigkeit [MPa]



**Bild 7.59:** Einfluss der Schweißkraft und des Schweißhilfsmaterials auf die Zugscherfestigkeit induktiongeschweißter Probekörper aus GF-PA12

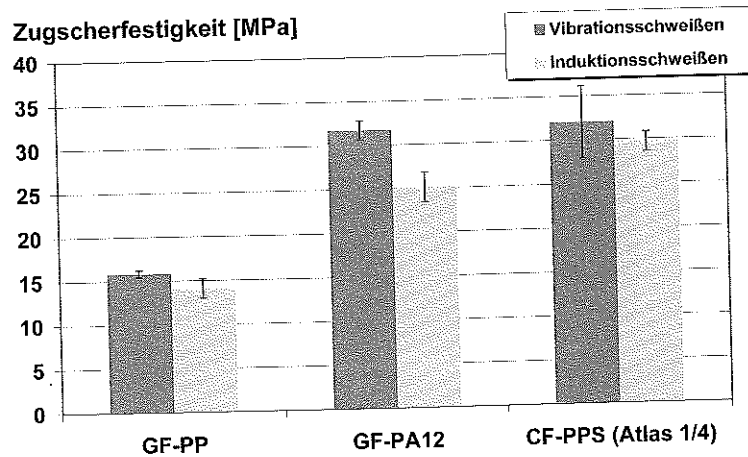


**Bild 7.60:** Lichtmikroskopische Aufnahme eines induktiongeschweißten GF-PA 12 Laminates mit Metallgewebe als Schweißhilfe (Schweißkraft: 400 N)



**Bild 7.61:** Lichtmikroskopische Aufnahme eines induktionsschweißten GF-PA 12 Laminates mit CF-PA 12-Prepreg als Schweißhilfe (Schweißkraft: 250 N)

Der Vergleich der maximal erzielten Zugscherfestigkeit induktions- und vibrationsgeschweißter Probekörper aus verschiedenen thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden zeigt jedoch, dass mit dem kontinuierlichen Induktionsschweißen annähernd die hohen Festigkeitswerte der Vibrationsschweißungen erreicht werden können (vgl. Bild 7.62).



**Bild 7.62:** Vergleich der maximal erzielten Zugscherfestigkeit vibrations- und induktionsschweißter Probekörper

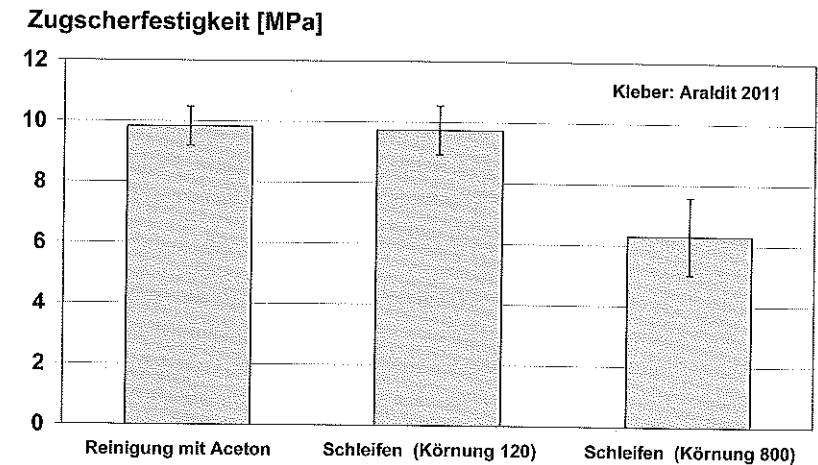
### 7.7.1 Vergleich zum Kleben und Nieten

Um die entwickelten Schweißverfahren hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften gegenüber den herkömmlichen Verbindungstechniken einordnen zu können, wurden einfach überlappte Klebe- und Nietproben hergestellt und im Zugscherversuch getestet. Durch die Verwendung der gleichen Versuchsparameter und Probekörpergeometrien wie für die geschweißten Verbindungen (vgl. Kapitel 6.2 und Kapitel 7.7) ist die Vergleichbarkeit mit den Schweißergebnissen gewährleistet. Als Laminat wurde ein CF-PPS Laminat mit Atlas 1/4-Gewebe und 2 mm Dicke (vgl. Tabelle 12.2 im Anhang) verwendet.

#### Kleben

Als Kleber wurde Araldit 2011 verwendet. Dieser erbrachte in einer Untersuchung mit CF-PA12 die besten Ergebnisse [64]. Die Klebschichtdicke betrug 0,1 mm. Der Kleber wurde 15 Minuten bei 100 °C im Ofen ausgehärtet. Zur Verbesserung der Adhäsion wurden die Oberflächen durch Schleifen mit verschiedenen Rautiefen versehen und mit Aceton gereinigt. Diese Art der Oberflächenvorbereitung ist zwar für thermoplastische FKV ineffizienter als für duroplastische FKV (vgl. Kapitel 2.2), jedoch lag das Hauptaugenmerk dieser Untersuchung auf einem praxisrelevanten Vergleich der Fügeverfahren. Eine Plasmaaktivierung, welche in verschiedenen Untersuchungen die beste Klebfestigkeit ergab [65, 66], ist zurzeit noch sehr aufwändig und kostenintensiv und wurde daher in der vorliegenden Arbeit nicht durchgeführt.

Bild 7.63 zeigt die erzielte Füge-nahtfestigkeit in Abhängigkeit von der Oberflächenvorbereitung. Angegeben sind die Mittelwerte aus drei Messungen sowie die Standardabweichung.



**Bild 7.63:** Füge-nahtfestigkeit der geklebten Zugscherproben in Abhängigkeit von der Oberflächenvorbereitung (Fügepartner: CF-PPS; Atlas 1/4; Dicke: 2 mm)

## Nieten

Unter Beachtung der in Bild 7.64 dargestellten Konstruktionsrichtlinien ergab sich bei einer Probekörperbreite  $B=25\text{ mm}$  für den Nietdurchmesser

$$d < \frac{B}{5} = 5\text{ mm}$$

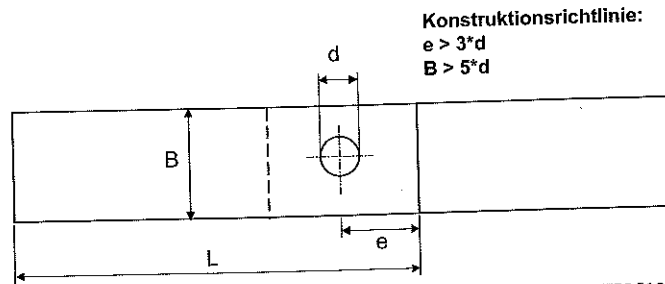


Bild 7.64: Konstruktionsrichtlinien für einfach überlappte Nietproben aus FKV [124]

Verwendet wurden die in Tabelle 7.11 aufgelisteten Niete. Dabei handelt es sich um handelsübliche Blindniete bzw. für die Luftfahrt zugelassene Niete.

Tabelle 7.11: Verwendete Niete und Randabstände

Niettyp	Werkstoff	Nietdurchmesser	Nietklemmlänge	Abstand e
		mm	mm	mm
Blindniet	Aluminium	3	-	10
Blindniet	Aluminium	4	-	13
"Hi-Lock"-Niet	Titan	4,8	4	15

Die Durchmesser der Nietbohrungen waren um 0,1 mm größer als die Nietdurchmesser, was einer Toleranz von H8 entspricht. Die Herstellung der Bohrungen erfolgte mit einem HSS-Bohrer, wobei eine Holzunterlage zur Vermeidung von Delaminationen am Bohrlochrand diente. Nach dem Bohren wurden die Bohrlöcher entgratet.

Bild 7.65 zeigt für die untersuchten Niete die im Zugscherversuch erzielte Bruchkraft. Angegeben sind die Mittelwerte aus drei Messungen sowie die Standardabweichung. Während bei der Nietverbindung mit dem 3 mm-Blindniet Nietversagen auftrat, versagten die beiden anderen Nietverbindungen durch Lochleibungsversagen, was für eine optimale Verbindung spricht. Eine Erhöhung der Bruchkraft der genieteten Verbindungen kann zwar durch eine Doppelnietreihe erreicht werden, gleichzeitig vergrößert sich dadurch allerdings auch die Fügefläche und somit das Gewicht.

## Zugscherkraft [N]

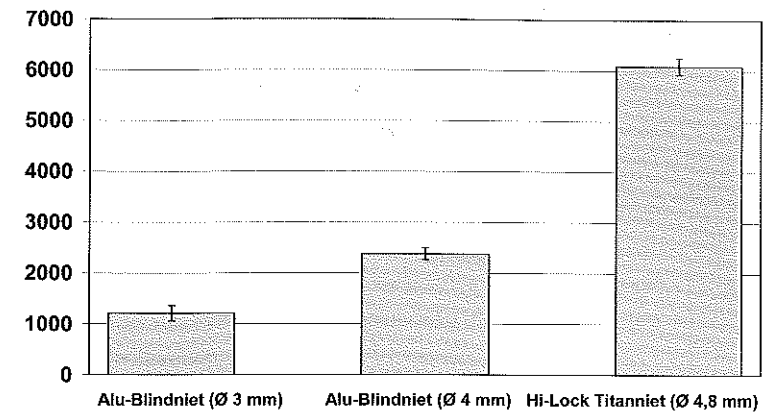


Bild 7.65: Bruchkraft der genieteten Zugscherproben (Fügepartner: CF-PPS; Atlas 1/4; Dicke: 2 mm)

In Bild 7.66 ist die maximal gemessene Zugscherfestigkeit der geklebten, genieteten und geschweißten einfach überlappten Probekörper gegenübergestellt. Alle Werte beziehen sich auf ein CF-PPS Laminat mit Atlas 1/4-Gewebe und einer Dicke von 2 mm. Die Bruchkraft der genieteten Proben wurde über die jeweilige Überlappungsfläche in eine Festigkeit umgerechnet, um einen vergleichbaren Wert zu erhalten.

## Zugscherfestigkeit [MPa]

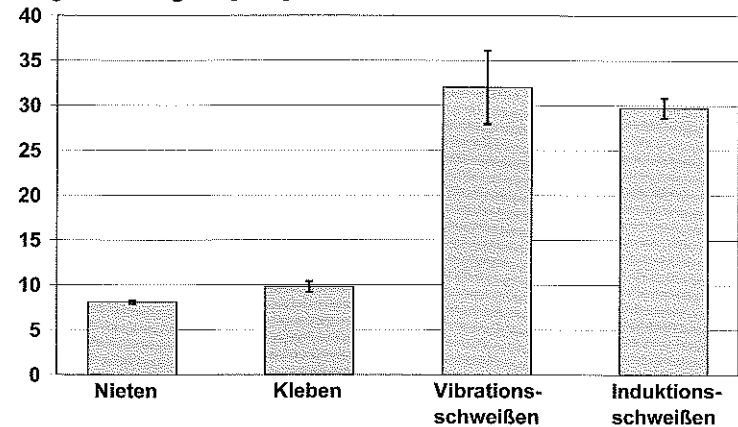


Bild 7.66: Vergleich der maximalen Zugscherfestigkeit der genieteten, geklebten und geschweißten Probekörper aus CF-PPS (Atlas 1/4; Dicke: 2 mm)

## 8 Verfahrensvergleich Vibrations-/Induktionsschweißen

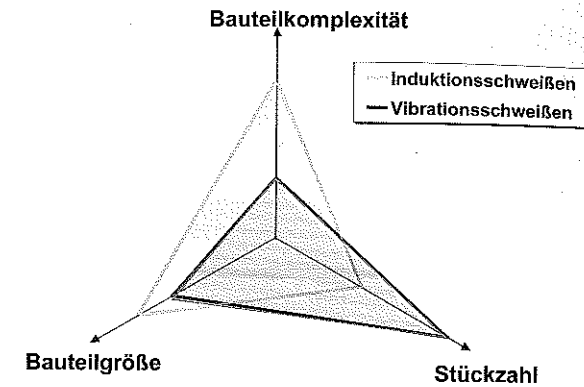
Die in der vorliegenden Arbeit gewonnenen Erkenntnisse führen zu dem in Tabelle 8.1 dargestellten Profil der untersuchten Verfahren Vibrations- und Induktionsschweißen.

**Tabelle 8.1:** Vergleich der Fügeverfahren Vibrations- und Induktionsschweißen

	Vibrationsschweißen	Induktionsschweißen
<b>Vorteile</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>+ Kurze Taktzeiten</li> <li>+ Hohe Fügenahtfestigkeit</li> <li>+ Fügen unter Sauerstoffabschluss</li> <li>+ Artfremde Werkstoffe schweißbar</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>+ Hohe Flexibilität und Mobilität</li> <li>+ Geringe Investitionen</li> <li>+ Komplexe Bauteile fügar</li> <li>+ Hoher Energieeintrag</li> <li>+ Lösbarkeit der Verbindung</li> </ul>
<b>Nachteile</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Hohe Investitionen</li> <li>- Eingeschränkte Bauteilgeometrie</li> <li>- Faserabrieb in der Fügezone</li> <li>- Schlechte Optik der Schweißnähte</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Schwer kontrollierbare Wärmeverteilung</li> <li>- Mittlere Taktzeiten</li> <li>- Spannungen bei Verwendung artfremder Schweißhilfen</li> <li>- nur überlappte Verschweißungen, keine T-Verbindungen möglich</li> </ul>

### Anwendungsbereich

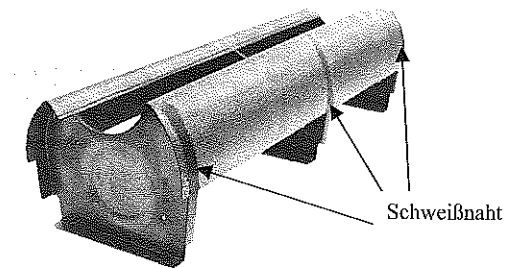
Aus den o.g. Verfahrensprofilen ergeben sich die in Bild 8.1 dargestellten präferenziellen Anwendungsfelder der untersuchten Verfahren in Bezug auf Bauteilkomplexität, Bauteilgröße und Stückzahl. Die beiden Schweißverfahren ergänzen sich sehr gut, so dass mit ihnen ein großes Anwendungsspektrum abgedeckt werden kann. Aufgrund seiner hohen Flexibilität ist der KIS sehr variabel einsetzbar und kann leicht an veränderte Bedingungen angepasst werden. So kann die Anlagentechnik nicht nur wie in dieser Arbeit beschrieben ausgeführt werden, sondern es ist beispielsweise auch ein diskontinuierlicher Prozess mit statischer Druckapplikation denkbar. Beim Vibrationsschweißen sind zwar ebenfalls Sondermaschinen erhältlich, jedoch sind damit erhebliche Mehrkosten verbunden.



**Bild 8.1:** Potentielle Anwendungsfelder des Vibrationsschweißens und des KIS

### Kostenabschätzung

Am Beispiel eines Rudernasenteils eines Airbus (Bild 8.2) wurde eine Kostenabschätzung zum Vibrationsschweißen, Induktionsschweißen und Nieten des Bauteils mit Hilfe einer statischen Kostenvergleichsrechnung durchgeführt. In die Betrachtung gingen Investitions-, Personal-, Energie-, Hilfsstoff-, Wartungs- und Raumkosten ein. Bild 8.3 zeigt den Verlauf der Kosten je Meter Fügenahtlänge in Abhängigkeit von der gesamten zu fügenden Nahtlänge. Man erkennt, dass das Induktionsschweißen außer bei sehr kleinen Fügenahtlängen immer kostengünstiger als das Vibrationsschweißen und das Nieten mit Nietautomat ist, und dass Nieten bei einer geringen zu fügenden Nahtlänge sogar noch günstiger als das Vibrationsschweißen ist. Relativierend muss allerdings hinzugefügt werden, dass die Anlagenauslastung beim Vibrationsschweißen 1 %, beim Induktionsschweißen 6 %, beim Nieten jedoch 100 % beträgt. Unabhängig von dieser Kostenabschätzung muss je nach zu fügendem Bauteil in der Regel individuell entschieden werden, welches Fügeverfahren das geeignetste ist.



**Bild 8.2:** Induktionsgeschweißter Demonstrator (Ausschnitt aus dem Rudernasenteil eines Airbus A 330-200; Länge: 1000 mm; Werkstoff: CF-PPS)



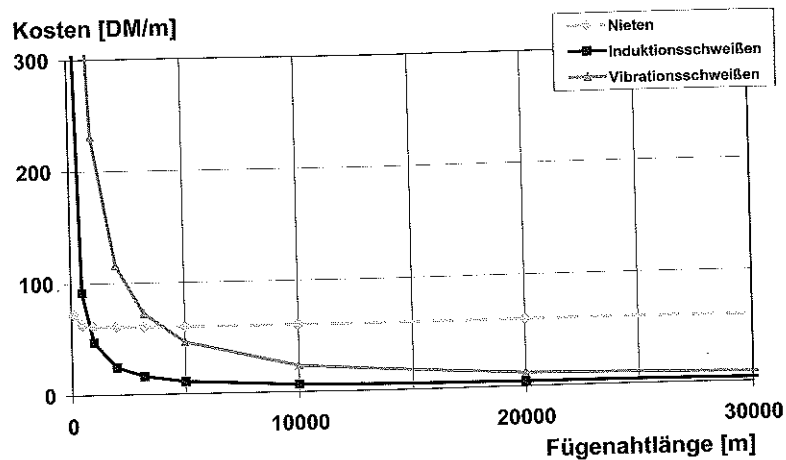


Bild 8.3: Kostenvergleich zwischen Vibrations-, Induktionsschweißen und Nieten am Beispiel eines Rudernasenteils

## 9 Vorgehensweise bei der Prozessparameterbestimmung

### 9.1 Vibrationsschweißen

Beim Vibrationsschweißen von faserverstärkten Thermoplasten werden die höchsten Festigkeitswerte erzielt, wenn

- der Fügweg größer als 0,5 mm ist und
- der Schweißdruck zwischen 2 MPa und 4 MPa liegt und
- die Vibrationsphase 3 erreicht wurde (vgl. Bild 6.1, Seite 25).

Letzteres wird über eine im Anlagensteuerungsprogramm implementierte online-Analyse des Fügeweges überwacht. Nach Erreichen der Phase 3 wird automatisch die Haltephase gestartet.

### 9.2 Induktionsschweißen

Für die Parameteroptimierung beim KIS wird der zeitliche Verlauf der Laminattemperatur (vgl. Bild 7.4, Seite 45) zugrunde gelegt. Dabei sind die Prozessparameter so zu wählen, dass die vom Hersteller vorgegebenen charakteristischen Temperaturen  $\vartheta_{1\text{soll}}$ - $\vartheta_{4\text{soll}}$  des Matrixpolymers eingehalten werden. Die folgenden Schritte 1-7 beschreiben die Prozedur der Parameteroptimierung.

1. Bestimmung der Werkstoffkennwerte und Randbedingungen  $c_p$ ,  $\rho$ ,  $\lambda_{\text{Laminat}}$ ,  $\lambda_{\text{Werkstückträger}}$ ,  $\vartheta_U$ ,  $\vartheta_{\text{Rolle}}$ ,  $\alpha_{\text{eff}}$ ,  $\alpha_{\text{eff,Rolle}}$
2. Da die Abkühlphase von  $\vartheta_2$  nach  $\vartheta_3$  als kritische Phase identifiziert wurde, ist zunächst die erforderliche Abkühlzeit  $\Delta t_{23}$  von  $\vartheta_{2\text{soll}}$  nach  $\vartheta_{3\text{soll}}$  zu bestimmen. Diese wird mit dem entwickelten Abkühlungsmodell aus dem im wesentlichen durch  $\alpha_{\text{eff,Rolle}}$  vorgegebenen Kurvenverlauf  $\vartheta_{23}(t)$  wie in Bild 9.1 dargestellt berechnet.

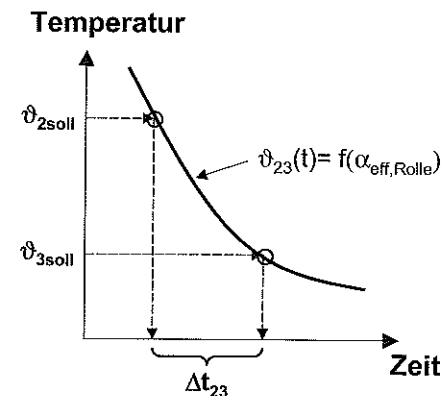


Bild 9.1: Bestimmung der erforderlichen Abkühlzeit  $\Delta t_{23}$

- Aus der Abkühlzeit wird mit Hilfe der effektiven Rollenlänge in Vorschubrichtung  $l_{Rolle}$  die optimale Vorschubgeschwindigkeit nach Gleichung 7.25 berechnet.

$$v = \frac{l_{Rolle}}{\Delta t_{23}} \tag{7.25}$$

- Mit der berechneten Vorschubgeschwindigkeit werden nun die optimale Generatorleistung und der optimale Abstand  $a$  bestimmt wie in Bild 9.2 dargestellt. Dabei wird die Vorschubgeschwindigkeit mit der vom jeweiligen Induktor erwärmten Laminatbreite  $s$  in  $y$ -Richtung zunächst in eine Aufheizzeit  $\Delta t_{01}$  umgerechnet.

$$\Delta t_{01} = \frac{s}{v} \tag{9.1}$$

Der Schnittpunkt zwischen ermittelter Aufheizzeit und  $\vartheta_{1soil}$  repräsentiert die optimale Generatorleistung  $P$ . Liegt der Schnittpunkt außerhalb des schraffierten Bereiches, so ist der Abstand  $a$  entsprechend zu verändern. Führt dies nicht zu dem gewünschten Ergebnis, muss eine andere Vorschubgeschwindigkeit gewählt werden und die Punkte 2 und 3 sind mit dieser neuen Vorschubgeschwindigkeit zu wiederholen. Da der Schnittpunkt in der Regel nicht unmittelbar auf einer gemessenen Temperatur-Zeit-Kurve liegt, muss die Generatorleistung interpoliert werden, wobei eine quadratische Abhängigkeit zwischen Generatorleistung und Aufheizzeit besteht (vgl. Gleichung 7.16, Seite 57).

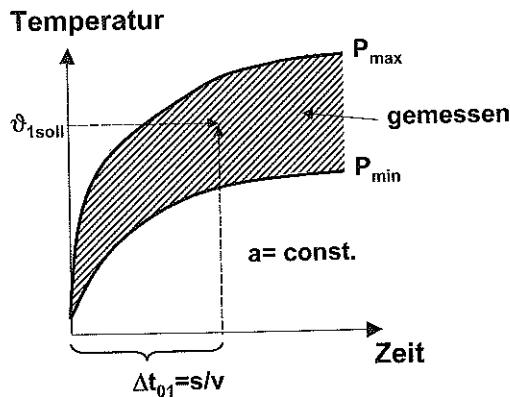


Bild 9.2: Bestimmung der optimalen Generatorleistung

- Als nächstes wird die erforderliche Abkühlzeit  $\Delta t_{12}$  mit dem entwickelten Abkühlungsmodell aus dem im wesentlichen durch  $\alpha_{eff}$  bestimmten Kurvenverlauf  $\vartheta_{12}(t)$  berechnet wie in Bild 9.3 dargestellt.

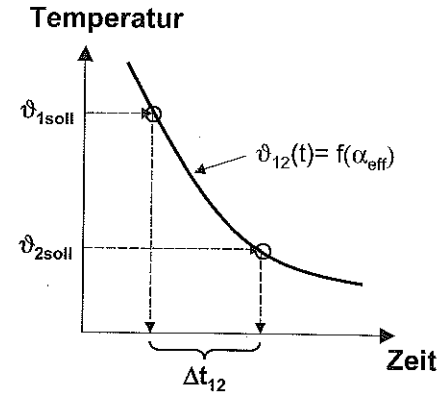
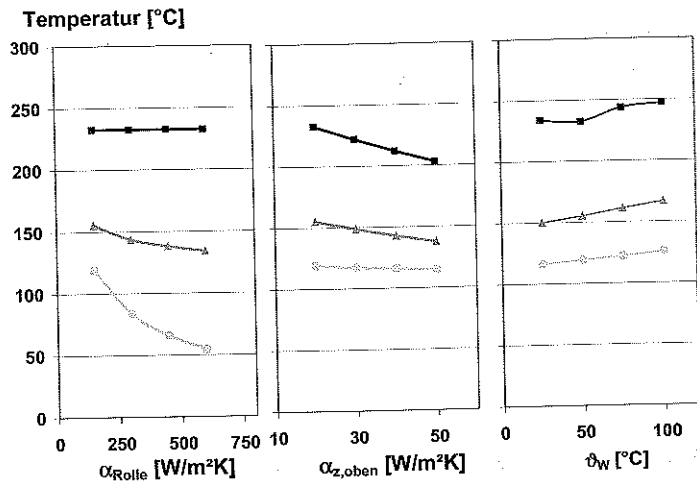
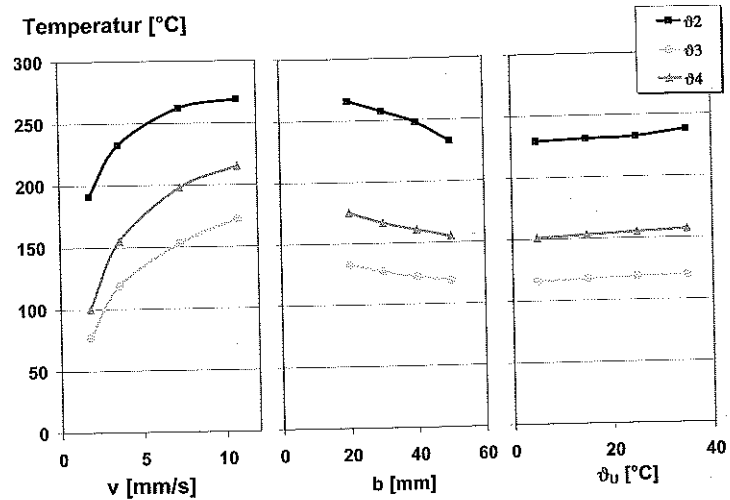


Bild 9.3: Bestimmung der erforderlichen Abkühlzeit  $\Delta t_{12}$

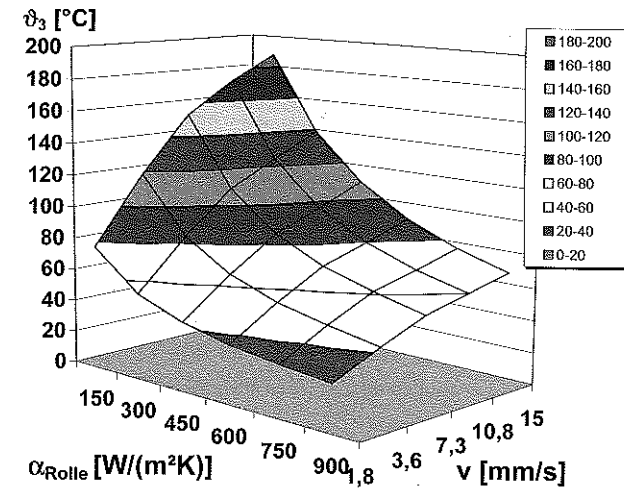
- Abschließend wird der optimale Abstand  $b$  nach Gleichung 7.26 berechnet.
 
$$b = \Delta t_{12} \cdot v \tag{7.26}$$
- Die notwendige Schweißkraft liegt für die verwendete Anpressrolle mit einem Durchmesser von 40 mm im Bereich zwischen 200 N und 300 N.

### Sensitivitätsanalyse

Um die Einflüsse der Prozessparameter und der thermodynamischen Randbedingungen auf die Temperaturen  $\vartheta_2 - \vartheta_4$  zu ermitteln wurde mit dem entwickelten Differenzen-Modell zur Laminatabkühlung (vgl. Kapitel 7.5.2) eine Sensitivitätsanalyse durchgeführt (vgl. Bild 9.4). In den Einzelbildern sind alle übrigen Parameter jeweils konstant. Als Temperatur  $\vartheta_1$  wurde 300 °C angenommen. Es ist zu erkennen, dass der Abstand  $b$  und die Werkstückträgertemperatur  $\vartheta_w$  nur einen geringen Einfluss haben, sich allerdings gleichmäßig auf alle Temperaturen auswirken. Der Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha_{z,oben}$  wirkt sich hauptsächlich auf  $\vartheta_2$  aus. Den geringsten Einfluss auf alle Temperaturen besitzt die Umgebungstemperatur  $\vartheta_u$ . Eine Veränderung der Vorschubgeschwindigkeit wirkt sich sehr stark auf alle Temperaturen aus, während eine Veränderung des Wärmeübergangskoeffizienten der Rolle dagegen lediglich  $\vartheta_3$  beeinflusst. Durch eine Vergrößerung von  $\alpha_{Rolle}$  kann allerdings die Vorschubgeschwindigkeit erhöht werden, weil  $\vartheta_{3soil}$  früher erreicht wird. Der Einfluss von  $\alpha_{Rolle}$  nimmt jedoch mit sinkender Vorschubgeschwindigkeit ab bzw. der Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit bei steigendem  $\alpha_{Rolle}$  (vgl. Bild 9.5). Anhand dieser getrennten Betrachtung können aufgrund der Wechselwirkungen einiger Parameter, wie z.B. Vorschub und Abstand  $b$ , lediglich Tendenzen aufgezeigt werden. Jedoch wird deutlich, mit welchen Maßnahmen die größten Effekte zu erzielen sind. Die exakte Berechnung der optimalen Prozessparameter kann jedoch nur iterativ erfolgen wie oben dargestellt.



**Bild 9.4** Einflüsse der Prozessparameter und der thermodynamischen Randbedingungen auf die charakteristischen Temperaturen  $\theta_2$  -  $\theta_4$  des KIS



**Bild 9.5:** Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit  $v$  und des Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha_{Rolle}$  auf die Temperatur  $\theta_3$

## 10 Ausblick

Die Tauglichkeit des KIS zur Herstellung von realen Bauteilen wurde u.a. bei der Herstellung eines Ausschnittes aus einem Rudernasenteil eines Airbus (vgl. Bild 8.2) nachgewiesen. Für einen Serieneinsatz ist jedoch die Umsetzung der Anlagentechnik einschließlich eines QS-Systems, wie in Kapitel 7.6 vorgeschlagen, zu realisieren.

Parallel zu einer großserientauglichen Anlagentechnik bietet das Induktionsschweißen die Möglichkeit eines Einsatzes als mobiles, flexibles Verfahren z.B. in Form eines Handschweißgerätes. Hierzu wurde ein Konzept ausgearbeitet. Bild 10.1 zeigt eine Ausführungsvariante der Vorrichtung. Die Nummern bezeichnen die verschiedenen, hier nicht näher erläuterten, Anlagenkomponenten. Neben einem kontinuierlichen ist auch ein diskontinuierlicher Prozess möglich, bei dem z.B. die Anpressrollen durch Platten ausgetauscht werden [125].

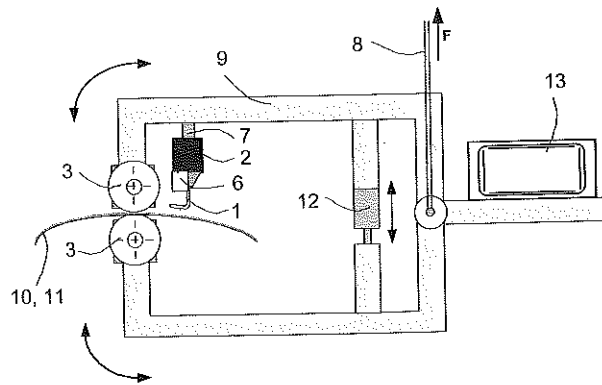


Bild 10.1: Mobile Induktionsschweißvorrichtung [125]

## 11 Zusammenfassung

Die Forderung nach Rohstoff-, Energie- und Gewichtseinsparung in vielen Industriebereichen fördert den Einsatz neuartiger Leichtbauwerkstoffe wie beispielsweise Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV). FKV mit thermoplastischer Matrix bieten ein hohes Leichtbaupotenzial in Verbindung mit der Automatisierbarkeit der Herstellungsprozesse, einer guten Medienbeständigkeit, einem günstigen Impactverhalten und guter Rezyklierbarkeit. Die Verwendung dieser Werkstoffe wirft jedoch fügetechnische Probleme auf, da gängige Fügeverfahren nur schwer zu übertragen sind. Voruntersuchungen ergaben, dass Schweißverfahren hinsichtlich der mechanischen Fügenahteneigenschaften prinzipiell den konventionellen Fügeverfahren Nieten und Kleben überlegen sind.

Daraus ergab sich das Ziel der vorliegenden Arbeit, Anlagenkonfigurationen und Verarbeitungsparameter zum Schweißen von thermoplastischen FKV zu entwickeln, mit denen ein möglichst großes Werkstoff- und Bauteilspektrum wirtschaftlich bearbeitet werden kann. Als Werkstoffe wurden gewebeverstärkte Thermoplaste (Polypropylen, Polyamid 12, Polyamid 66 und Polyphenylensulfid) mit Glasfaser- und/oder Kohlenstofffaserverstärkung und Faservolumengehalten größer 35 % untersucht. Die Bewertung der existierenden Schweißverfahren hinsichtlich technologischer, ökonomischer und ökologischer Aspekte ergab, dass Vibrationsschweißen und Induktionsschweißen am geeignetsten zum Schweißen von thermoplastischen FKV sind. Diese beiden Schweißverfahren wurden daher in der vorliegenden Arbeit detailliert untersucht.

Beim Vibrationsschweißen wurden die in verschiedenen Arbeiten an unverstärkten Thermoplasten ermittelten Parametereinflüsse tendenziell bestätigt. Für die untersuchten gewebeverstärkten Thermoplaste ergaben sich allerdings quantitative Abweichungen der Prozessparameter im Vergleich zu denen für unverstärkte Thermoplaste. Die optimalen Schweißkräfte lagen ebenso wie die notwendigen Schweißzeiten etwa um den Faktor 3 höher als bei den unverstärkten Thermoplasten. Trotz der Abrasion der Verstärkungfasern infolge der Reibkräfte wurden sehr gute Zugscherfestigkeitswerte erzielt. Für ein glasfasergewebeverstärktes Polyamid 12 wurde beispielsweise ein Schweißfaktor von 1 erreicht. Eine für unverstärkte Thermoplaste vorgeschlagene Schweißdruckabsenkung während der Vibrationsphase 3 wurde in ein entwickeltes Anlagen-Steuerungsprogramm integriert, wobei der Fügewegverlauf online analysiert wird und eine automatische Druckabsenkung erfolgt. Diese Prozessführung führte für T-Profile mit aufgeschweißten Rippen aus GF-PP zu einer wesentlichen Festigkeits- und Steifigkeitserhöhung. Für überlappt geschweißte Probekörper aus FKV konnte allerdings keine Festigkeitssteigerung beobachtet werden.

Um eine technologische und wirtschaftliche Alternative zum Vibrationsschweißen zu erhalten, wurde ein neuartiger kontinuierlicher Induktionsschweißprozess entwickelt, sowie die notwendige Anlagentechnik aufgebaut und der Prozess analysiert und modelliert.

Als Mechanismus der induktiven Erwärmung von kohlenstoffasergewebeverstärkten Kunststoffen wurde Stromfluss im Laminat identifiziert, welcher durch den Kontakt der sich kreuzenden Faserbündel zustande kommt. Das wesentliche Qualitätsmerkmal des entwickelten Prozesses stellt der Temperaturverlauf im Laminat während der verschiedenen Schweißphasen dar. Dieser wurde analysiert und die beeinflussenden Prozessparameter ermittelt und quantifiziert.

Ein wesentliches Ergebnis der vorliegenden Arbeit stellt die Entwicklung von Modellen zur Vorhersage optimaler Prozessparameter des kontinuierlichen Induktionsschweißprozesses dar. Mit einem auf Faserkontakt basierendem einfachen Modell konnte die Induktionserwärmungszeit für verschiedene Laminatstrukturen gut abgeschätzt werden, wobei die unterschiedlichen Faserkontaktflächen in den verschiedenen Gewebestrukturen durch die Einführung eines Gewebefaktors berücksichtigt wurden. Eine genaue Vorhersage der Temperaturverteilung im Laminat und der absoluten Temperatur konnte mit einem entwickelten Finite Elemente Modell erreicht werden. Dabei war es ausreichend, das inhomogene Laminat vereinfacht als monolithischen Werkstoff mit anisotropen Eigenschaften zu modellieren. Weiterhin wurden die drei Laminatabkühlphasen ausgehend von der dreidimensionalen Fourierschen Wärmeleitungsgleichung mit dem Binder-Schmidtschen Differenzenverfahren modelliert. Die Abweichung zwischen Messung und Berechnung betrug weniger als 10 %. Mit den entwickelten Modellen ist es möglich, optimale Prozessparameter unter Zuhilfenahme weniger einfacher Vorversuche zu bestimmen.

Wie beim Vibrationsschweißen wurden auch für das Induktionsschweißen optimale Verarbeitungsfenster sowohl für CFK als auch für GFK ermittelt. Die in Zugscherversuchen an induktionsschweißten einfach überlappten Probekörpern gemessenen Festigkeitswerte lagen nur geringfügig niedriger (Schweißfaktor: 0,7–0,8) als die beim Vibrationsschweißen (Schweißfaktor: 0,8–1,0) mit entsprechenden Werkstoffen erzielten. Vibrationsschweißte Verbindungen aus gewebeverstärktem GF-PA 12 mit 50 Vol.-% Faseranteil erreichten beispielsweise eine maximale gemittelte Zugscherfestigkeit von 31 MPa, während induktionsschweißte 25 MPa erzielten. Für CF-PPS mit 50 Vol.-% Faseranteil und Atlas 1/4-Gewebe wurden beim Vibrationsschweißen 32 MPa erreicht, beim Induktionsschweißen 29,5 MPa.

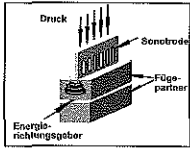
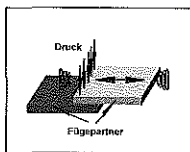
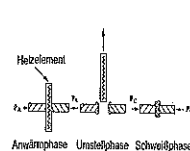
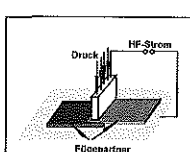
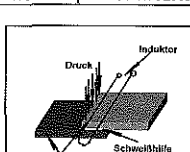
Ein Vergleich der entwickelten Schweißverfahren hinsichtlich technologischer und ökonomischer Aspekte zeigte, dass sich Vibrations- und Induktionsschweißen sehr gut ergänzen. Während Vibrationsschweißen eher bei großen Stückzahlen und einfachen Bauteilgeometrien mit kleinen bis mittleren Abmessungen einzusetzen ist, eignet sich das Induktionsschweißen besser für Kleinserien von Bauteilen mit nahezu beliebiger Geometrie und Größe.

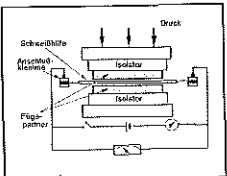
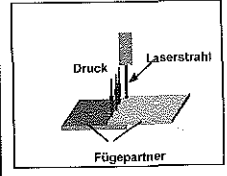
Die vorliegende Arbeit leistet somit einen wesentlichen Beitrag zur industriellen Umsetzung der Schweißtechnik für Hochleistungsfaserverbunde mit thermoplastischer Matrix. Mit der Anwendung der entwickelten Schweißverfahren kann zukünftig das hohe mechanische Potenzial dieser Werkstoffgruppe noch besser ausgenutzt werden.

## 12 Anhang

## 12.1 Charakteristik einiger wichtiger Schweißverfahren

Tabelle 12.1: Charakteristik einiger wichtiger Schweißverfahren für FKV

Verfahren	Physikalisches Prinzip	Vorteile	Nachteile
 <p>Ultraschallschweißen</p>	Wärme durch mechanische Reibung und Molekülreibung	<ul style="list-style-type: none"> <li>- sehr kurze Taktzeit (&lt; 2s)</li> <li>- geringe Investitionen beim Fügen kleiner Bauteile</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- hohe Investitionen beim Fügen großer Bauteile mit kontinuierlicher Naht</li> <li>- Werkstoff hat großen Einfluss auf Fügenahtqualität</li> </ul>
 <p>Vibrationsschweißen</p>	Wärme durch mechanische Reibung	<ul style="list-style-type: none"> <li>- kurze Taktzeit (&lt; 60 s)</li> <li>- hohe Fügenahtfestigkeit</li> <li>- Fügen unter Sauerstoffausschluss</li> <li>- artfremde Werkstoffe schweißbar</li> <li>- niedriger Energieeinsatz</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- hohe Investitionen</li> <li>- eingeschränkte Bauteilgeometrie</li> <li>- Faserabriss in der Fügezone</li> </ul>
 <p>Heizelementschweißen</p>	Wärmeleitung	<ul style="list-style-type: none"> <li>- geringe Investitionen</li> <li>- auch komplexe Bauteile schweißbar</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- lange Taktzeit</li> <li>- niedermolekulare und niederviskose Polymere haften am Heizelement</li> <li>- hoher Energieeinsatz</li> </ul>
 <p>Hochfrequenzschweißen</p>	Wärme durch Molekülschwingungen	<ul style="list-style-type: none"> <li>- hohe Fügenahtfestigkeit</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- nur polare Polymere schweißbar</li> <li>- CFK nicht schweißbar</li> <li>- Abschirmung gegen elektromagnetische Strahlung erforderlich</li> </ul>
 <p>Induktionsschweißen</p>	Wärme durch Wirbelstromverluste	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Lösbarkeit der Verbindung</li> <li>- geringe Investitionen</li> <li>- hohe Flexibilität und Mobilität</li> <li>- auch komplexe Bauteile schweißbar</li> <li>- inhärente Erwärmung von CFK</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- schwer kontrollierbare Wärmeverteilung</li> <li>- Spannungen bei Verwendung artfremder Schweißhilfen</li> </ul>

Verfahren	Physikalisches Prinzip	Vorteile	Nachteile
 <p>Widerstandsschweißen</p>	Wärme durch ohmsche Widerstandsverluste	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Lösbarkeit der Verbindung</li> <li>- geringe Investitionen</li> <li>- hohe Flexibilität und Mobilität</li> <li>- auch komplexe Bauteile schweißbar</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- ungleichmäßige Wärmeverteilung</li> <li>- Spannungen bei Verwendung artfremder Schweißhilfen</li> <li>- Stromverluste an den Anschlussklemmen</li> <li>- CFK nur sehr schlecht schweißbar</li> </ul>
 <p>Laserschweißen</p>	Wärme durch Strahlungsabsorption	<ul style="list-style-type: none"> <li>- hohe Flexibilität und Mobilität</li> <li>- auch komplexe Bauteile schweißbar</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Lamine mit hohen Fasergehalten nur schlecht schweißbar</li> </ul>

## 12.2 Kennwerte der untersuchten Werkstoffe

Tabelle 12.2: Zusammenfassung der für die Untersuchungen relevanten Werkstoffkennwerte

Kennwert	Einheit	Prüfmethode	CF-PPS	CF-PA12	GF-PA12	GF-PA66	GF-PP
Gewebetyp	-		Atlas 1/4, Leinwand	Köper 2/2	Atlas 1/7	Köper 2/2	Leinwand
$\varphi$	Vol.-%		50	56	52	50	35
$\rho$ (bei RT)	$\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$		1,54	1,44	1,87	1,90	1,51
$\sigma_z$ (bei RT)	MPa	DIN 29971	705 (A <sup>3)</sup> , Schuss) 560 (A <sup>3)</sup> , Kette)	830	350		240
$\sigma_b$ (bei RT)	MPa	DIN 29971	845 (Lw) 830 (A <sup>3)</sup> , Schuss) 790 (A <sup>3)</sup> , Kette)		500	430	300
ILS (bei RT)	MPa	DIN EN 2377	39,5 (Lw <sup>3)</sup> 37 (A <sup>3)</sup> , Schuss) 42 (A <sup>3)</sup> , Kette)		31	41	23,5
$\vartheta_s$	°C	DSC	280-285	175-182	175-182	250-260	165-170
$\vartheta_{\text{Rekr}}$	°C	DSC	120-140	140-150	100-120	230	115-135
$T_g$	°C	DSC	80-100	45-55	45-55	60	-20 - -40
$\lambda$ (bei RT)	$\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$						
- $\lambda_{\perp}$			0,2				
- $\lambda_{\parallel}$			2				
$c_p$ (bei RT)	$\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	DSC					
- Matrix			1092	1650	1650		1700
- Laminat			500				
$\rho_{el}$ (bei RT)	$\Omega\cdot\text{m}$						
- $\rho_{el,\perp}$			0,12 (Lw <sup>3)</sup> 0,068 (A <sup>3)</sup>				
- $\rho_{el,\parallel}$			$2,1\cdot 10^{-4}$ (Lw <sup>3)</sup> $1,6\cdot 10^{-4}$ (A <sup>3)</sup> , Schuss) $1,9\cdot 10^{-4}$ (A <sup>3)</sup> , Kette)				

<sup>3)</sup> A: Atlas 1/4; Lw: Leinwand

### 12.3 Technische Daten der verwendeten Schweißanlagen

#### Vibrationsschweißanlage

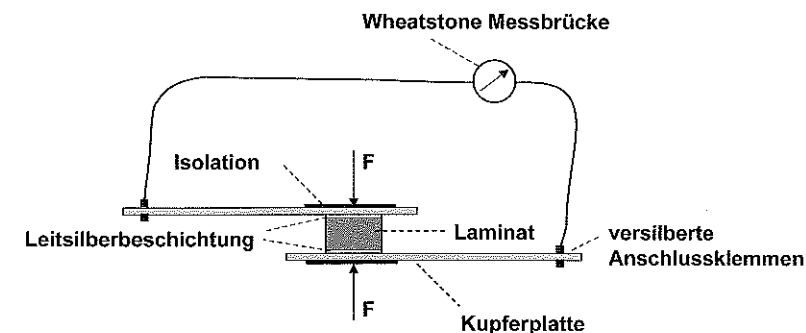
<b>Hersteller:</b>	Branson Ultraschall
<b>Modell:</b>	2800
<b>Prinzip:</b>	Lineares Vibrationsschweißen
<b>Leistungsaufnahme:</b>	11 kVA
<b>Vibrationsfrequenz:</b>	240 Hz
<b>Vibrationsamplitude:</b>	0,35 mm – 0,9 mm
<b>Anpresskraft:</b>	max. 15 kN
<b>Arbeitsraum (BxTxH):</b>	1020 x 420 x 500 mm
<b>Steuerung und Auswertung</b>	DIAdem®

#### Induktionsschweißanlage

<b>Hersteller:</b>	Eigenbau
<b>Hochfrequenz-Umrichter</b>	
- Frequenz:	650 – 1000 kHz
- Leistung:	5,2 kW
- Temperaturregelung:	150 – 600 °C
<b>Lineareinheit</b>	
- Länge:	1600 mm
- Vorschubgeschwindigkeit:	0 – 600 mm·s <sup>-1</sup>
<b>Pneumatik-Druckeinheit</b>	
- Druckkraft:	max. 20 kN
<b>Steuerung und Auswertung</b>	DIAdem®

### 12.4 Messung des spezifischen elektrischen Widerstandes von CF-PPS

Der spezifische elektrische Widerstand wurde für die CF-PPS Lamine mit Leinwand- und Atlas 1/4-Gewebeverstärkung (vgl. Tabelle 12.2) ermittelt, wobei sowohl der Längswiderstand  $\rho_{el,||}$  in der x-y-Ebene als auch der Dickenwiderstand  $\rho_{el,\perp}$  in z-Richtung gemessen wurde. Die Messung erfolgte bei Raumtemperatur und bei erhöhten Temperaturen bis 250 °C mit dem in Bild 12.1 dargestellten Versuchsaufbau. Zur Minimierung der Kontaktwiderstände des Versuchsaufbaus wurden die Anschlussklemmen und die Kontaktstellen am Laminat versilbert und die Klemmen mit 100 N auf den Probekörper gepresst. Die Messung des Widerstandes erfolgte mit einer Wheatstone Messbrücke, wobei der Widerstand der Versuchsanordnung in einem Vorversuch bestimmt und von den Messwerten subtrahiert wurde. Für die statistische Auswertung wurden die Mittelwerte aus jeweils 5 Messungen gebildet.



**Bild 12.1:** Versuchsaufbau zur Messung des spezifischen elektrischen Widerstandes der CF-PPS Lamine

Zur Bestimmung des spezifischen Widerstandes in Abhängigkeit von der Temperatur wurde die Messvorrichtung in einen Heizofen gestellt und der Ofen in 45 °C-Schritten von 25 °C auf 250 °C aufgeheizt. Die Überwachung der Probekörpertemperatur erfolgte mit einem an diesem angebrachten Thermoelement.

Die Widerstandsänderung in diesem Temperaturbereich war marginal, so dass die Temperaturabhängigkeit des elektrischen Widerstandes für die durchgeführten Berechnungen vernachlässigbar ist.

### 12.5 Messung der Wärmeleitfähigkeit des untersuchten CF-PPS Laminates

Aufgrund der Anisotropie der untersuchten Laminat ist deren Wärmeleitfähigkeit nicht nur temperaturabhängig sondern auch richtungsabhängig. Dies macht die Messung mit herkömmlichen Lasermessgeräten extrem teuer. Daher wurde ein einfacher und für die Praxis tauglicher Versuchsaufbau zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit des untersuchten CF-PPS Laminates entwickelt. Dieser Versuchsaufbau ist in Bild 12.2 schematisch dargestellt. Die Kupferplatte (Dicke: 10 mm) diente zur Vergleichmäßigung der Temperatur über der gesamten Laminatfläche. Mit Hilfe der Andrückplatte wurde das Laminat auf die Kupferplatte gedrückt, um den Luftspalt zwischen Laminat und Kupferplatte zu minimieren, mit dem Ziel den Messfehler infolge eines erhöhten Kontaktwiderstandes zu minimieren. Da die Laminatoberfläche mit 100 cm<sup>2</sup> sehr groß gegenüber der Laminatdicke mit 1 mm gewählt wurde, kann eine Verfälschung des Messergebnisses durch Wärmeleitung in der Laminatenebene nahezu ausgeschlossen werden. Ebenso kann die Wärmeabfuhr durch Konvektion und Strahlung aufgrund der verwendeten Isolationsschicht aus Glaswolle vernachlässigt werden.

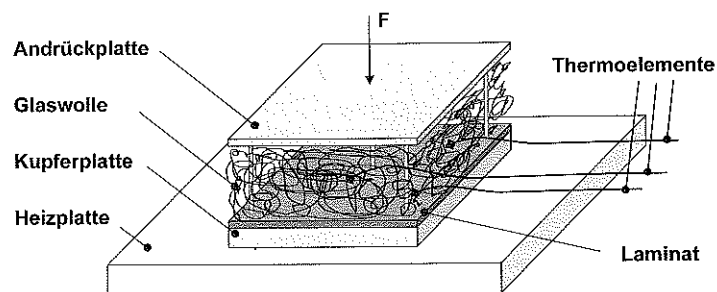


Bild 12.2: Versuchsaufbau zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit der untersuchten Laminat

Bestimmt wurde die Wärmeleitfähigkeit in Laminatdickenrichtung  $\lambda_{\perp}$  und senkrecht zur Dickenrichtung  $\lambda_{\parallel}$  bei verschiedenen Temperaturen. Für die Messung von  $\lambda_{\parallel}$  wurde das Laminat in 10 mm breite Streifen gesägt, von denen jeweils 100 Stück zu einem Paket mit den Abmessungen 100x100x10 mm zusammengepresst und auf die Kupferplatte gelegt wurden. Die Versuche wurden folgendermaßen durchgeführt:

1. Vor jedem Versuch wurde die Oberflächentemperatur der Kupferplatte an drei Punkten mit Thermoelementen gemessen.
2. Anschließend wurde das Laminat auf die Kupferplatte aufgelegt, die Andrückplatte mit der Glaswolle aufgesetzt und die Temperatur der Laminatoberseite mit drei auf dieser applizierten Thermoelementen aufgezeichnet.
3. Nachdem keine weitere Temperatursteigerung mehr erfolgte, wurde der Versuch beendet und die Zeit  $t$  bis zum Erreichen des Temperaturmaximums gemessen. Für die statistische Auswertung wurden die Mittelwerte aus jeweils 5 Messungen gebildet.

4. Die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda(\vartheta)$  wurde anschließend mit folgenden Beziehungen berechnet:

$$\lambda(\vartheta) = \frac{Q(\vartheta) \cdot D}{A \cdot t \cdot \Delta\vartheta_1} \quad (12.1)$$

$$Q(\vartheta) = m \cdot c_p(\vartheta) \cdot \Delta\vartheta_2 \quad (12.2)$$

Gleichung 12.2 in Gleichung 12.1 eingesetzt, ergibt nach Umformung

$$\lambda(\vartheta) = \frac{c_p(\vartheta) \cdot \rho(\vartheta) \cdot D^2 \cdot \Delta\vartheta_2}{t \cdot \Delta\vartheta_1} \quad (12.3)$$

Hierin sind  $\Delta\vartheta_1$  die sich beim Temperaturmaximum einstellende Temperaturdifferenz über der Laminatdicke  $D$ ,  $\Delta\vartheta_2$  die Temperaturdifferenz zwischen der maximalen Laminattemperatur und der Umgebungstemperatur und  $Q(\vartheta)$  die im Laminat gespeicherte Wärme. Die spezifische Wärmekapazität  $c_p(\vartheta)$  wurde mit Hilfe der DSC bestimmt (vgl. Kapitel 12.6). Für die Berechnung der Wärmeleitfähigkeit wurde vereinfachend mit einer mittleren spezifischen Wärmeleitfähigkeit für den jeweiligen Temperaturbereich gerechnet.

Bild 12.3 zeigt die gemessene Wärmeleitfähigkeit für das untersuchte CF-PPS Laminat und als Vergleich die in [126] gemessene Wärmeleitfähigkeit für CF-PEEK (APC-2) mit einem Faservolumengehalt von 61 %. Man erkennt eine gute Übereinstimmung der Werte, wobei die höhere Wärmeleitfähigkeit des CF-PEEK durch den höheren Fasergehalt begründet ist.

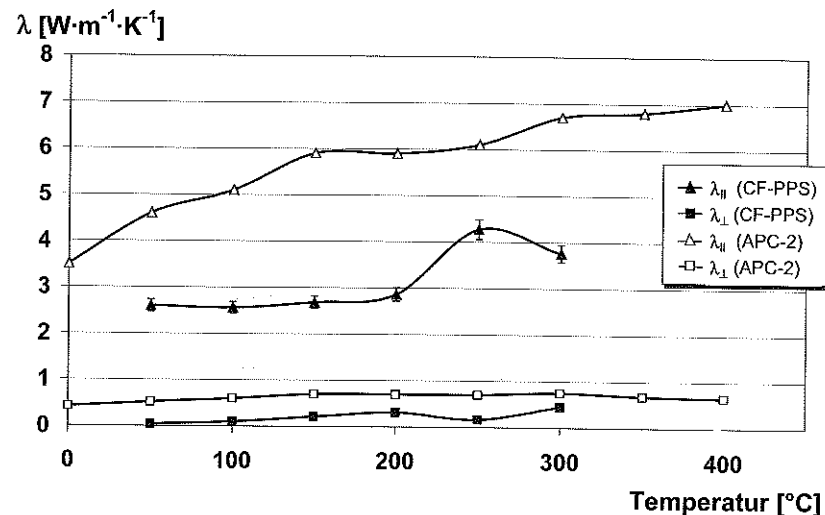


Bild 12.3: Gemessene Wärmeleitfähigkeit des untersuchten CF-PPS und von CF-PEEK (APC-2;  $\varphi = 61$  Vol.-%) als Vergleich (nach [126])



### 12.6 Spezifische Wärmekapazität des untersuchten CF-PPS Laminates

Die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  des untersuchten CF-PPS Laminates wurde mit Hilfe der Differenzialkalorimetrie (DSC) unter Stickstoffatmosphäre bestimmt. Bild 12.4 zeigt den Verlauf von  $c_p$  über der Temperatur.

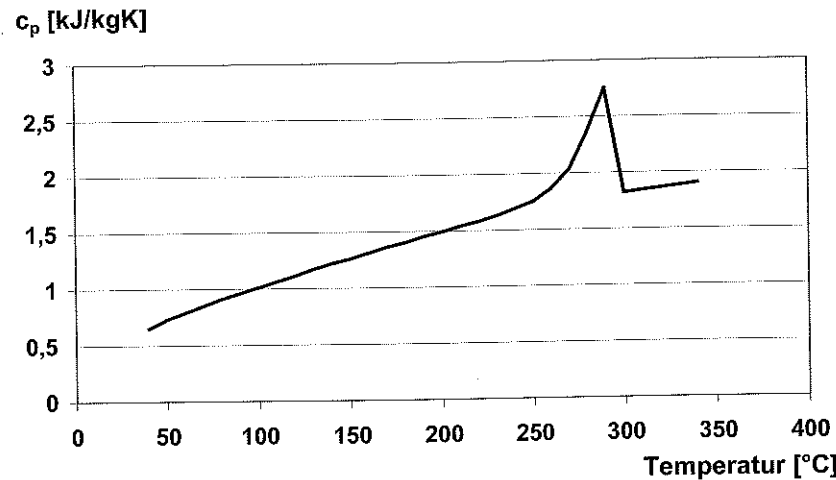


Bild 12.4: Spezifische Wärmekapazität des untersuchten CF-PPS Laminates

### 13 Literatur

- [1] Vetrotex Firmenbroschüre "Fiberworld". Nr. 1/1999.
- [2] ✓ Neitzel, M., Breuer, U.: Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoff-Verbunde. Carl Hanser Verlag 1997.
- [3] ✓ Arbeitsgemeinschaft Verstärkte Kunststoffe: Aktuell - Informationen für Mitglieder und Freunde der AVK. Nr. 94 (1996), S. 1-2.
- [4] Ziegmann, G.: Produktbeispiel: Strukturbauteil für den Flugzeugbau. In "Faser-verbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix". Zepf, H.-P., Renningen-Malmsheim: Expert-Verlag 1997, S. 196-207.
- [5] Gesamtverband kunststoffverarbeitende Industrie: Kunststoffverarbeitung. Jahresbericht 1990. Frankfurt (1991).
- [6] Dara, P.H., Loos, A.C.: Thermoplastic Matrix Composite Processing Model. Virginia Polytechnic Institute Report No. CCMS-85-10 (1985).
- [7] ✓ Lee, W.I., Springer, G.S.: A Model of the Manufacturing Process of Thermoplastic Matrix Composites. Journal of Composite Materials 21 (1987), 11, S. 1017-1039.
- [8] Holmes, S.T., Don, R.C., Gillespie Jr., J.W.: Application of an Integrated Process Model for Fusion Bonding of Thermoplastic Composites. Proceedings "ANTEC '94", San Francisco/USA (1994), S.1334-1340.
- [9] ✓ Mantell, S.C., Springer, G.S.: Manufacturing Process Models for Thermoplastic Composites. Journal of Composite Materials 26 (1992), 16, S. 2348-2401.
- [10] De Gennes, P.G.: Reptation of a Polymer Chain in the Presence of Fixed Obstacles. Journal of Chemical Physics 55 (1971), S. 572.
- [11] De Gennes, P.G.: Entangled Polymers. Physics Today Juni (1983), S. 33-39.
- [12] Agarwal, V.: The Role of Molecular Mobility in the Consolidation and Bonding of Thermoplastic Composite Materials. Ph.D. Thesis an der University of Delaware 1991.
- [13] Wool, R.P., O'Connor, K.M.: Theory of Crack Healing in Polymers. Journal of Applied Physics 52 (1981), S. 5953.
- [14] Jud, K., Kausch, H.H., Williams, J.G.: Fracture Mechanics Studies of Crack Healing and Welding of Polymers. Journal of Materials Science 16 (1981), S. 204.
- [15] 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 and Science 31 (1991), 21, S. 1720-1730.

- [16] Butler, C.A., McCullough, R.L.: An Analysis of Mechanisms Governing Fusion Bonding of Thermoplastic Composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 11 (1998), Juli, S. 338-363.
- [17] N.N.: Handbook of plastics joining - Chapter 9: Resistance welding. *Plastics Design Library*, Norwich/USA, 1997.
- [18] Taylor, N.S., Davenport, R.: The Resistive Implant Welding of Thermoplastic Composite Materials. *Proceedings "ANTEC '91"*, Montreal/Kanada (1991), S. 2038-2041.
- [19] Don, R.C., Gillespie Jr, J.W., Lambing, C.L.T.: Experimental Characterization of Processing-Performance Relationship of Resistance Welded Graphite/PEEK Composite Joints. *Polymer Engineering & Science* 32 (1992), 9, S. 620-631.
- [20] Howie, I., Gillespie Jr, J.W., Smiley, A.J.: Resistance Welding of Graphite Polyarylsulfone/Polysulfone Dual-Polymer Composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 6 (1993), Juli, S. 205-225.
- [21] Gysin, H., Erlach, H.: Electrical Resistance Welding of Advanced Thermoplastic Composites. *Proceedings "Verbundwerk 1992"*, Wiesbaden (1992), S. D 7.1-7.10.
- [22] Ageorges, C., Ye, L., Hou, M.: Experimental Investigation of the Resistance Welding for Thermoplastic Matrix Composites. Part I: Heating Element and Heat Transfer. *Composite Science and Technology*, eingereicht im Juni 1999.
- [23] Bastien, L., Don, R.C., Gillespie Jr, J.W.: Processing and Performance of Resistance Welded Thermoplastic Composites. *Proceedings "45<sup>th</sup> SPI Annual Conference"*, Washington D.C./USA (1990), Paper 20-B.
- [24] Holmes, S.T., Gillespie Jr, J.W.: Thermal Analysis and Experimental Investigation of Large-Scale Resistance Welded Thermoplastic Composites Joints. *Proceedings "25. International SAMPE Technical Conference"*, Philadelphia/USA (1993), S. 1043-1056.
- [25] Hou, M.: Zum Thermoformen und Widerstandsschweißen von Hochleistungsverbundwerkstoffen mit thermoplastischer Matrix. *Dissertation an der Universität Kaiserslautern* 1993.
- [26] Ageorges, C., Ye L., Mai, Y.-W., Hou, M.: Characteristics of Resistance Welding of Lap Shear Coupons. Part I: Heat Transfer. *Composites Part A* 29A (1998), S. 899-909.
- [27] Ageorges, C., Ye L., Mai, Y.-W., Hou, M.: Characteristics of Resistance Welding of Lap Shear Coupons. Part II: Consolidation. *Composites Part A* 29A (1998), S. 911-919.
- [28] Ageorges, C., Ye L., Mai, Y.-W., Hou, M.: Characteristics of Resistance Welding of Lap Shear Coupons. Part III: Crystallinity. *Composites Part A* 29A (1998), S. 921-932.

- [29] Giese, M.: Fertigungs- und werkstofftechnische Betrachtungen zum Vibrations-schweißen von Polymerwerkstoffen. *Dissertation an der Universität Erlangen-Nürnberg* 1995.
- [30] Giese, M., Ehrenstein, G.W.: Vibration Welding of Random Glass Mat Reinforced Thermoplastic Composites. *Proceedings "ANTEC '92"*, Detroit/USA (1992), S. 884 - 887.
- [31] Potente, H., Uebbing, M., Lewandowski, E.: Vibrationsschweißen von Polyamid 66. *Plastverarbeiter* 45 (1994), 1; S. 21-26.
- [32] Froment, I.D.: Vibration Welding Nylon 6 and Nylon 66 - A Comparative Study. *Proceedings "ANTEC '95"*, Greenwich/USA (1995), S. 1284-1289.
- [33] Potente, H., Uebbing, M.: Friction Welding of Polyamides. *Polymer Engineering and Science* 37 (1997), 4, S. 726-737.
- [34] N.N.: Fügen von Formteilen und Halbzeugen aus thermoplastischen Kunststoffen mit Ultraschall: Verfahrens-, Konstruktions- und Anwendungsempfehlungen. *Zentralverband Elektrotechnik- u. Elektronikindustrie e.V.*, Frankfurt, 1983.
- [35] Michaeli, W., Netze, C.: Ultrasonic Welding of Advanced Composites out of PEEK/Carbon Fibres. *Proceedings "Verbundwerk 1992"*, Wiesbaden (1992), S. D 8.1-D 8.18.
- [36] Harras, B., Cole, K.C., Vu-Khanh, T.: Optimization of the Ultrasonic Welding of PEEK-Carbon Composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 15 (1996), 2, S. 174-182.
- [37] Taylor, N.S.: Application of Ultrasonic Welding to Short Glass Fibre Reinforced Thermoplastics. *Composite Polymers* 4 (1991), 5, S. 316-330.
- ✓ [38] Benkowsky, G.: *Induktionserwärmung*. 5. Auflage. Berlin: Verlag Technik GmbH 1990.
- [39] Rudolf, R., Mitschang, P., Neitzel, M., Rückert, C.: Welding of High-Performance Thermoplastic Composites. *Polymers & Polymer Composites* 7 (1999), 5, S. 309-315.
- [40] Chookazian, S.M.: Electromagnetic Welding of Thermoplastics and Specific Design Criteria with Emphasis on Polypropylene. *Proceedings "ANTEC '94"*, San Francisco/USA (1994), S. 1352-1355.
- ✓ [41] Williams, G., Green, S., McAfee, J., Heward, C.M.: Induction Welding of Thermoplastic Composites. *Proceedings "4. International Conference of the Institution of Mechanical Engineers - FRC '90 Fibre Reinforced Composites"*, Liverpool/England (1990), Band 3, S. 133-136.
- [42] Border, Z., Salas, R.: Induction Heated Joining of Thermoplastic Composites Without Metal Susceptors. *Proceedings "34. International SAMPE Symposium"*, Reno/USA (1989), S. 2569-2578.

- ✓ [43] Leatherman, A.F.: An Introduction to Induction Bonding of Reinforced Thermoplastics. Proceedings "ANTEC '83", (1983), S. 214-216.
- [44] Fink, B.K.: Heating of Continuous-Carbon-Fiber-Reinforced Thermoplastic by Magnetic Induction. Centre for Composite Materials, CCM Report 91-53, University of Delaware/USA 1990.
- [45] Miller, A.K. et al.: The Nature of Induction Heating in Graphite-Fibre, Polymer-Matrix Composite Materials. SAMPE Journal 26 (1990) 4, S. 37-54.
- [46] Potente, H.: Zur Theorie des Heizelement-Stumpfschweißens. Kunststoffe 67 (1977), 2, S. 98-102.
- [47] Potente, H., Brüßel, A.: Heizelementschweißen von gefüllten und verstärkten Thermoplasten. Schweißen & Schneiden, 50 (1998), 3, S. 172-179.
- [48] Nonhof, C.J.: Optimization of Hot Plate Welding for Series and Mass Production. Polymer Engineering and Science 36 (1996), 9, S. 1184-1195.
- [49] Pecha, E.: Heizelementschweißen von Kunststoffteilen. Kunststoffe 76 (1986), 4, S. 318-323.
- [50] N.N.: Kontaktschweißen. Plastverarbeiter 45 (1994), 12, S. 64.
- [51] Ostgathe, M.: Zur Serienfertigung gewebeverstärkter Halbzeuge für die Umformung. Düsseldorf: VDI-Verlag. VDI-Fortschrittberichte, Reihe 2, Nr. 440, 1997.
- [52] Siores, E., Do Rego, D.: Microwave Applications in Materials Joining. Journal of Materials Processing Technology 48 (1995), S. 619-625.
- [53] Jauss, M., Emmerich, R., Eyerer, P.: Joining of Thermoplastic Composites by Bolts and Microwave Welding. Proceedings "ICCM-11", Gold Coast/Australien (1997), S. VI-65 – VI-73.
- [54] Rudolf, R., Mitschang, P., Neitzel, M.: Hochleistungsfaserverbunde vibrationschweißen. Kunststoffe 88 (1998), 7, S. 990-992.
- [55] Ku, H.S., Siores, E., Ball, J.A.R.: Weldability and Heat Affected Zone (HAZ) Evaluation for High Energy Rate Joining of Thermoplastic Composites Using Microwaves. Proceedings "ICCM-11", Gold Coast/Australien (1997), S. VI-55 – VI-64.
- [56] Kempe, G., Krauss, H.: Molding and Joining of Continuous Fiber Reinforced PEEK. Proceedings "16. Congress of the International Council of Aeronautic Sciences (ICAS)", Jerusalem/Israel (1988), S. 1789-1800.
- [57] Benatar, A., Gutowski, T.G.: Methods for Fusion Bonding Thermoplastic Composites. SAMPE Quaterly (1986), Oktober, S. 35-42.
- [58] Maguire, D.M.: Joining Thermoplastic Composites. SAMPE Journal 25 (1989), 1, S. 11-14.

- [59] Watson, M.N., Taylor, N.S.: The feasibility of welding thermoplastic composite materials. Proceedings "Advances in Joining and Cutting Processes", Harrogate (1989), S. 424-435.
- [60] Taylor, N.S.: The Feasibility of Welding APC-2 Thermoplastic Composite Materials. The Welding Institute Research Bulletin (1989), Juli, S. 221-229.
- [61] Silverman, E.M., Griese, R.A.: Joining methods for graphite/PEEK thermoplastic composites. SAMPE Journal 25 (1989), 5, S. 34-38.
- [62] Brockmann, W.: Adhesive bonding of polypropylene. In "Polypropylene: An A-Z Reference". Karger-Kocsis, J. (Hrsg.). London: Kluwer Academic Publishers 1999, S. 1-6.
- [63] McKnight, S.H., Don, R.C., Scott, M., Braem, A., Gillespie Jr., J.W.: Experimental Investigation of Diffusion Enhanced Adhesive Bonding for Thermoplastic Composites. Proceedings "ANTEC '95", Greenwich/USA (1995), S. 1264-1268.
- [64] Connor, M.T.: Joining of CF-PA12 Composite Parts. EMS-Chemie: Interner Bericht, 1999.
- [65] Kodokian, G.K.A., Kinloch, A.J.: Structural Adhesive Bonding of Thermoplastic Fibre-Composites. Proceedings "Bonding and Repair of Composites", Birmingham/England (1989), S. 57-61.
- [66] Born, E., Groß, A., Krüger, G., Vissing, K.-D.: Kleben thermoplastischer Hochleistungs-Faserverbundwerkstoffe. DVS-Bericht, Band 154 (1993), S. 87-90.
- [67] Don, R.C., McKnight, S.H., Gillespie Jr., J.W.: Advanced Composites X. Proceedings "10. Annual ASM/ESD Advanced Composites Conference and Exposition", Dearborn/USA (1994), S. 605.
- [68] Stockdale, L.H., Matthews, F.L.: The Effect of Clamping Pressure on Bolt Bearing Loads in Glass Fibre Reinforced Plastics. Composites 7 (1976), 1, S. 34.
- [69] Ziegmann, G.: Umformung im Diaphragma-Verfahren. In "Faserverbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix". Zepf, H.-P.. Renningen-Malmsheim: Expert-Verlag 1997, S. 143-160.
- [70] Breuer, U.P.: Beitrag zur Umformtechnik gewebeverstärkter Thermoplaste. Düsseldorf: VDI-Verlag. VDI-Fortschrittberichte, Reihe 2, Nr. 433, 1997.
- [71] Mayer, C.: Prozessanalyse und Modellbildung bei der Herstellung gewebeverstärkter, thermoplastischer Halbzeuge. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH. IVW-Schriftenreihe, Band 5, 2000.
- [72] Mattus, V.: Zur werkstofflichen Verwertung lang- und endlosfaserverstärkter Thermoplaste. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH. IVW-Schriftenreihe, Band 6, 2000.

- [73] McGrath, G.C., Smith, S.D.: The development of novel test geometries to analyse weldlines in thermoplastic composite structures. Proceedings "Advances in Joining Plastics and Composites", Bradford (1991), S. 38-49.
- [74] Busse, G.: Application of nondestructive testing methods on polymer materials. Proceedings "Verbundwerk 1992", Wiesbaden (1992), S. D 11.1-11.16.
- [75] Eyerer, P.: Neuere Entwicklungen und Anwendungen zerstörungsfreier Prüfmethode. *Kunststoffe* 75 (1985), 10, S. 763-769.
- [76] Adams, R.D., Cawley, P.: A review of defect types and nondestructive testing techniques for composites and bonded joints. Proceedings "Bonding and repair of composites"; Birmingham, Butterworths Verlag (1989), S. 1-15.
- [77] Adams, R.D., Wake, W.C.: Structural adhesive joints in engineering. London/New York: Applied Science Publishers 1986.
- [78] Renton, W.J., Vinson, J.R.: The efficient design of adhesive bonded joints. *Journal of Adhesion* 7 (1975), S. 175-193.
- [79] Renton, W.J.: The symmetric lap-shear test – what good is it? *Experimental Mechanics* 33 (1976), S. 409-415.
- [80] Greenhalgh, E.S., McGrath, G.C.: Failure analysis of thermoplastic welds in APC2. Proceedings "1<sup>st</sup> Int. Conference on Deformation and Fracture of Composites", Manchester/England (1991), S. 44-51.
- [81] Tay, T.E., Fink, B.K., McKnight, S.H., Yarlagadda, S., Gillespie Jr., J.W.: Accelerated Curing of Adhesives in Bonded Joints by Induction Heating. *Journal of Composite Materials* 33 (1999), 17, S. 1643-1664.
- [82] Krauss, H.: Endlosfaserverstärkte Thermoplaste. DLR-Nachrichten, Heft 65, November 1991, S. 36-39.
- [83] Hart-Smith, L.J.: The Bonded Lap-Shear Test Coupon - Useful for Quality Assurance but Dangerously Misleading for Design Data. Proceedings "38. International SAMPE Symposium", Anaheim/USA (1993), S. 239-246.
- [84] Volkersen, O.: Die Nietkraftverteilung in zugbeanspruchten Nietverbindungen mit konstanten Laschenquerschnitten. *Luftfahrtforschung* 15 (1938), S. 41-47.
- [85] Goland, M., Reissner, E.: Stresses in Cemented Joints. *Journal of Applied Mechanics* 11 (1944), 1, S. A17-A27.
- [86] Hart-Smith, L.J.: Adhesive Bonded Single-Lap Joints. NASA Technical Report CR 112236, 1973.
- [87] Hahn, O.: Festigkeitsverhalten und Berechnung von Metallklebverbindungen. Ohne Verlag, Aachen 1976.
- [88] Adams, R.D., Drinkwater, B.W.: Nondestructive Testing of Adhesively-Bonded Joints. *NDT&E International* 30 (1997), 2, S. 93-98.
- [89] Day, M.J., Gittos, M.F.: The Application of Microscopy to Welded Joints in Thermoplastics. *TWI Journal* 3 (1994), 2, S. 183-210.

- [90] Korab, G.N., Grinjuk, W.D., Weselow, O.I.: Microscope examinations of welded joints in plastics. *ZIS-Mitteilungen* 24 (1982), 7, S. 734-746.
- [91] Peacock, J.A., Fife, B., Nield, E., Barlow, C.Y.: A fibre-matrix interface study of some experimental PEEK/carbon-fibre composites. In "Composite Interfaces". Ishida, H., Koenig, J.L.. London: Elsevier Science Publishing 1986, S. 143-149.
- [92] Crick, R.A., Leach, D.C., Meakin, P.J., Moore, D.R.: Interlaminar fracture morphology of carbon fibre/PEEK composites. *Journal of Material Science* 22 (1987), S. 2094-2104.
- [93] Duthie, A.: Engineering Substantiation of Fibre Reinforced Thermoplastic Composites for Aerospace Primary Structure. Proceedings "33<sup>rd</sup> International SAMPE Symposium", Anaheim/USA (1988), S. 296-307.
- [94] Nakamura, T., Yoshida, Y., Hiraoka, K.: Evaluation of PEEK Matrix Composites. Proceedings "32<sup>nd</sup> International SAMPE Symposium", Anaheim/USA (1987), S. 486-497.
- [95] Altstädt, V.: Mechanische und zerstörungsfreie Prüfung von Verbundwerkstoffen. Vorlesung an der Uni Kaiserslautern, Sommersemester 1995.
- [96] Drechsler, K.: Entwicklung von Testmethoden für Verbundwerkstoffe mit verschiedenen Verstärkungsgeometrien. Proceedings "DLR-Jahrestagung", Darmstadt (1988).
- [97] Mock, J.A.: Joining large plastic parts? – Try vibration welding. *Plastics Engineering* 39 (1983), 6, S. 27-29.
- [98] Klos, W.: Die Entwicklung einer Auto-Schalttafel – Verbindungstechnik ermöglicht hohe Anforderungen. *Plastverarbeiter* 40 (1989), 3 S. 108-116.
- [99] N.N.: Kunststoffstoßfänger in Hohlbauweise. *Plastverarbeiter* 37 (1986), 2, S. 104-110.
- [100] Klos, W.: Ultraschall- und Vibrationsschweißen in der Automobilfertigung – Eine Verbindungstechnik gewinnt an Bedeutung. *Kunststoff Journal* 21 (1987) 9, S. 26-28.
- [101] Hatcher, W.J.: Vibration Welding of Automotive Thermoplastic Box Beam Bumpers. Proceedings "ANTEC '83", (1983), S. 133-134.
- [102] White, P.: Vibration Welding of Thermoplastics. *Joining & Materials* 1 (1988), 6, S. 277-279.
- [103] Strohsfuß, W.: Kunststoffsauganlagen in Halbschalentechnik – gefertigt mit dem linearen Vibrationsschweißen. Proceedings SKZ-Fachtagung "Verbindungstechnik bei Kunststoffen", Veitshöchheim (1996), S. A1-A15.
- [104] Schlarb, A.K.H.: Zum Vibrationsschweißen von Polymerwerkstoffen. Dissertation an der Universität-Gh Kassel, 1989.

- [105] Stokes, V.K.: Vibration Welding of Thermoplastics. Part I: Phenomenology of the Welding Process. *Polymer Engineering and Science* 28 (1988), 11, S. 718-727.
- [106] Stokes, V.K.: Vibration Welding of Thermoplastics. Part II: Strength of Polycarbonate Butt Welds. *Polymer Engineering and Science* 28 (1988), 15, S. 989-997.
- [107] Potente, H., Michel, P., Ruthmann, B.: Eine Analyse des Vibrationsschweißens. *Kunststoffe* 77 (1987), 7, S. 711-716.
- [108] Kaiser, H.: Prozessanalyse und Prozessführung beim linearen Vibrationsschweißen von Kunststoffen. Düsseldorf: DVS-Verlag. *Schweißtechnische Forschungsberichte*, Band 47, 1992.
- [109] Stokes, V.K.: Vibration Welding of Thermoplastics. Part IV: Strengths of Poly(Butylene Terephthalate), Polyetherimide, and Modified Polyphenylene Oxide Butt Welds. *Polymer Engineering and Science* 28 (1988), 15, S. 998-1008.
- [110] Stokes, V.K.: Vibration Welding of Thermoplastics. Part II: Analysis of the Welding Process. *Polymer Engineering and Science* 28 (1988), 11, S. 728-739.
- [111] Blinzler, M., Hoecker, F., Neitzel, M.: Oberflächentexturen bei gewebeverstärkten Thermoplasten. *Kunststoffe* 89 (1999), 11, S. 128-130.
- [112] Bode, E.: Konstruktions-Atlas. 5. Auflage. Darmstadt: Hoppenstedt Technik Tabellen Verlag 1991.
- ✓ [113] Ehrenstein, G.W.: Faserverbund-Kunststoffe. München, Wien: Carl Hanser Verlag 1992.
- [114] Rudolf, R., Mitschang, P., Neitzel, M.: Induction heating of continuous carbon-fibre-reinforced thermoplastics. *Composites Part A* 31 (2000), 11, S. 1191-1202.
- [115] Lin, W., Miller, A.K., Buneman, O.: Predictive capabilities of an induction heating model for complex-shape graphite fiber/polymer matrix composites. *Proceedings "24. Int. SAMPE Electronics Conference"*, (1992), S. 606-620.
- [116] Xiao, X.R., Hoa, S.V., Street, K.N.: Development of fusion bonding repair of thermoplastic resin composites. *Proceedings "ICCM-8"*, Honolulu (1991), Band 1, S. 8.A.1-8.A.10.
- [117] Yarlagadda, S., Fink, B.K., Gillespie Jr., J.W.: Resistive Susceptor Design for Uniform Heating during Induction Bonding of Composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 11 (1998), 7, S. 321-337.
- [118] Frohne, H.: Elektrische und magnetische Felder. Stuttgart: Teubner Verlag 1994.
- [119] Miner, G.F.: Lines and Electromagnetic Fields for Engineers. New York, Oxford: Oxford University Press 1996.

- [120] Fischer, R.: Elektrische Maschinen. München/Wien: Carl Hanser Verlag 1995.
- [121] Lindner, H.: Physik für Ingenieure. Braunschweig/Wiesbaden: Vieweg Verlag 1984.
- [122] Roetzel, W.: Wärmeübertragung. Vorlesungsmanuskript Universität der Bundeswehr Hamburg 1997.
- [123] Elsner, N., Fischer, S., Huhn, J.: Grundlagen der technischen Thermodynamik – Band 2: Wärmeübertragung. 8. Aufl. Berlin: Akademie Verlag 1993.
- [124] Michaeli, W., Wegener, M.: Einführung in die Technologie der Faserverbundwerkstoffe. München, Wien: Carl Hanser Verlag 1989.
- [125] Rudolf, R.: Mobile Vorrichtung zum Schweißen und Reparieren von unverstärkten und verstärkten Thermoplasten. DE-OS 100 00 347 A1, 10.08.2000.
- [126] Cogswell, F.N.: Thermoplastic Aromatic Polymer Composites. Oxford: Butterworth-Heinemann Ltd. 1992.

## Betreute Studien- und Diplomarbeiten

### Diplomarbeiten

- Miehle, T.: Untersuchung der Parametereinflüsse und –wechselwirkungen beim Vibrations-schweißen gewebeverstärkter Thermoplaste, 1998.
- Jores, T.: Wirtschaftlichkeitsanalyse unterschiedlicher Fügeverfahren, 1999.
- Wörz, K.: Simulation des Einflusses elektromagnetischer Felder auf die induktive Erwärmung von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen, 2000.

### Studienarbeiten

- Kramm, L.-O.: Konstruktion und Bau einer Vorrichtung zum Induktionsschweißen thermo-plastischer Faserverbunde, 1998.