IVW - Schriftenreihe Band 151
Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Kaiserslautern

Stephan Becker

Untersuchung und Optimierung des induktiven Aufheizverhaltens von textilverstärkten CFK-Organoblechen

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

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

Herausgeber: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer
Erwin-Schrödinger-Straße 58
Technische Universität Kaiserslautern
67663 Kaiserslautern
http://www.ivw.uni-kl.de

Verlag: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: pri-me Printservice & Medienservice
Barbarossastraße 1
67655 Kaiserslautern
D-386

© Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2022

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: 978-3-944440-48-4

Untersuchung und Optimierung des induktiven Aufheizverhaltens von textilverstärkten CFK-Organoblechen

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik

der Technischen Universität Kaiserslautern

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

von

Stephan Becker, M. Sc.

aus Saarlouis

Tag der mündlichen Prüfung:	17. Februar 2022
Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang
2. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Michael Kupke

D-386

Für meine Familie.

Vorwort

Diese Arbeit entstand in den Jahren 2015 bis 2021 im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter im Programmbereich Verarbeitungstechnik an der Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW).

Mein Dank gilt zunächst meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang für seine ausgezeichnete fachliche Betreuung, die durch kontinuierliches Fördern und Fordern sowie das unermüdliche Stellen der weiterführenden wissenschaftlichen Fragen geprägt war. Ebenso danke ich Prof. Dr.-Ing Michael Kupke vom Deutschen Zentrum für Luft- und Raumfahrt (DLR) in Augsburg für die Tätigkeit als Zweitgutachter. Herrn Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer danke ich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Einen besonderen Dank möchte ich an meine Kollegen am IVW richten, die mir stets in fachlichen Diskussionen halfen mich sukzessive meinem Ziel zu nähern. Hierzu ergänzend möchte ich ein ganz besonderer Dank an folgende Kollegen richten, die während der gemeinsamen Zeit auch zu guten Freunden wurden. Insbesondere zu Beginn meiner Zeit am IVW halfen mir die ehemaligen Kollegen Dr.-Ing. Matthias Domm, Dr.-Ing. Oliver Rimmel und Dr.-Ing. Christian Goergen sowohl die Pfalz als auch die Welt zu erforschen. Neben dem wissenschaftlichen Austausch, schätze ich vor allem die zahlreichen gemeinsamen Unternehmungen. Auch Herrn Dr.-Ing. habil. David May möchte ich danken, dass er mir in den letzten Jahren sowohl in wissenschaftlicher als auch in menschlicher Hinsicht als Vorbild gedient hat. Ebenfalls bedanke ich mich bei Julian Weber, Andreas Krämer, Stefan Weidmann, Dr.-Ing. Florian Gortner und Benedikt Bergmann für die moralische und kulinarische Unterstützung in jeder Mittagspause während der finalen Phase. Ferner danke ich der abteilungsübergreifenden Fußballgruppe des IVW, insbesondere dem langjährigen Initiator Benjamin Kelkel, für den sportlichen Ausgleich während den letzten Jahren. Danken möchte ich auch meinem Lehrprinzen Björn Willenbacher für diverse schöne jagdliche Momente, die ebenfalls einen Ausgleich zur wissenschaftlichen Arbeit darstellten.

Ohne die technische Unterstützung meines Laboringenieurs, Peter Mang, und die der technischen Mitarbeiter Erik Schott, Erhard Natter und Michael Nast wäre die Vielzahl an Versuchen, wie sie in dieser Arbeit durchgeführt wurden, nicht möglich gewesen. Daher gebührt mein Dank auch diesen Kollegen, auf die ich mich stets auf kollegialer Weise verlassen konnte. Ebenfalls möchte ich mich an dieser Stelle bei Frau Andrea

Hauck für die professionelle Unterstützung auf den beruflichen Nebenkriegsschauplätzen, wie dem Korrekturlesen von Veröffentlichungen oder der Planung von Dienstreisen, sowie für ihre fürsorgliche Art bedanken.

Da ich aufgrund der hohen Anzahl nicht alle Versuche für diese Arbeit selbst durchführen konnte, hatte ich das Privileg auf hervorragende studentische Unterstützung zurückzugreifen. Zum einen haben mich in diesem Rahmen die ehemaligen Studierende Arber Shaqiri, Stefan Neunkirchen, Jan Janzen, Felix Becker, Irfan Tansel, Gilles Etringer, Clovis Kouahou Domo, Markus Schäfer, Marc Michel, Marcel Gehrig, Philippe Nau, Marco Schneider, Cedric Alt, Jonas Renger und Georg Heil unterstützt. Zum anderen fand ich exzellente Unterstützung durch meine Hilfswissenschaftler Lukas Valerius, Vincent Kloos, Sascha Mostofi, André Barth, Thomas Hoffmann und Stefan Buchalik-Bopp.

Zum Schluss möchte ich den größten Dank an meine Familie richten. Meinen Eltern förderten stets meinen Wissensdurst und ermöglichten mir eine Ausbildung, deren Stationen ich nach meinen persönlichen Vorlieben wählen konnte. Sie gaben mir den notwendigen Rückhalt in jeder Lebenssituation. Mein Bruder hatte stets ein offenes Ohr für mich und war zur Stelle, wann immer ich seine Unterstützung benötigte. Den bedingungslosen Rückhalt habe ich ebenfalls von meiner Frau Kristina und meinen beiden Kindern, Josephine und Friedrich, erfahren. Zudem schafften sie es immer wieder meine Motivation durch ihre unbeschwerte Art neu zu befeuern. Trotz vieler Entbehrungen gab mir meine Frau die notwendigen Freiräume, um die Dissertation nach meinen Ideal-Vorstellungen abzuschließen.

Kaiserslautern, April 2022 Stephan Becker

Inhaltsverzeichnis

Verzeichnis verwendeter Abkürzungen VI

Verzeichnis verwendeter Formelzeichen VII

Kurzfassung XI

Abstract XII

1 Einleitung und Zielsetzung 1

1.1 Motivation 1

1.2 Potentiale und Herausforderungen 2

1.3 Zielsetzung und Aufbau der Arbeit 3

2 Stand der Technik 5

2.1 CFK-Organobleche 5

2.1.1 Kohlenstofffasern und textile Halbzeuge 5

2.1.2 Matrixpolymer als Dielektrikum 7

2.1.3 Laminatparameter eines CFK-Organoblechs 11

2.2 Schweißverfahren für thermoplastische CFK 11

2.2.1 Grundlagen 11

2.2.2 Verfahrensübersicht 15

2.2.3 Ultraschallweißen 17

2.2.4 Widerstandsschweißen 18

2.2.5 Induktionsschweißen 19

2.3 Induktionserwärmung von thermoplastischen CFK 24

2.3.1 Grundlagen der induktiven Erwärmung 24

2.3.2 Erwärmungsmechanismen bei CFK-Laminaten 28

2.3.3 Berechnungsmodelle 31

2.3.4 Anlagenseitige Einflussparameter der induktiven Erwärmung 33

2.3.5 Einflüsse von Textil- und Laminatparameter 34

3 Entwicklungsmethodik 35

3.1 Zieldefinition und Festlegen der Randbedingungen 35

3.2 Methodisches Vorgehen 36

3.3 Auswahl der Versuchsmaterialien 37

3.3.1 Verwendete CF-Verstärkungstextilien 37

3.3.2 Verwendete Polymere 38

3.4 Charakterisierung der Versuchsmaterialen 39

3.4.1 Überprüfung der Flächengewichte der textilen Verstärkungshalbzeuge 39

3.4.2 Überprüfung des spezifischen Widerstands der Kohlenstofffasern 41

3.4.3 Überprüfung der Dichte und Dicke der verwendeten Polymerfolien .. 43

3.4.4 Bestimmung der dielektrischen Eigenschaften der verwendeten Polymere 44

4 Charakterisierung des induktiven Aufheizverhaltens 45

4.1 Versuchsplanung 45

4.2 Herstellung der Probekörper 46

4.3 Versuchsaufbau 47

4.4 Versuchsauswertung 52

4.4.1 Bestimmung der Aufheizrate 52

4.4.2 Charakterisierung der Kontaktbedingungen 56

5 Einflüsse auf das induktive Aufheizverhalten 61

5.1 Einfluss der Fadendichte 61

5.1.1 Vergleich der Aufheizraten 61

5.1.2 Vergleich der Kontaktflächen 61

5.2 Einfluss des Titers 66

5.2.1 Vergleich der Aufheizraten 66

5.2.2 Vergleich der Kontaktflächen 67

5.3 Vergleich zwischen Einfluss des Titers und der Fadendichte 72
5.3.1 Vergleich der Aufheizraten 72
5.3.2 Vergleich der Kontaktflächen 73
5.4 Einfluss des Faservolumengehalts 76
5.4.1 Vergleich der Aufheizraten 76
5.4.2 Vergleich der Kontaktflächen 78
5.4.3 Vergleich des Einflusses des FVG in Abhängigkeit des Verstärkungstextils 84
5.5 Einfluss des Matrixpolymers 86
5.5.1 Vergleich der Aufheizraten 86
5.5.2 Vergleich der Kontaktflächen 88
5.6 Einfluss des Laminatdicke 91
5.6.1 Vergleich der Aufheizraten 91
5.6.2 Vergleich der Kontaktflächen 94
5.7 Zusammenfassung der Einflüsse der Laminat- und Textilparameter 95
6 Entwicklung eines analytischen Modells 97
6.1 Herleitung des analytischen Modells 97
6.2 Validierung des analytischen Modells 102
6.2.1 Vergleich anhand der Standardparametersätze 102
6.2.2 Variation der Standardparameter 105
6.3 Einfluss des Matrixpolymers auf das induktive Aufheizverhalten 106
7 Angepasster Laminataufbau für einen Schweißprozess 110
7.1 Anpassungskonzepte und Laminatherstellung 110
7.2 Versuchsergebnisse und Diskussion 112
7.2.1 Aufheizversuche mit 40 % Generatorleistung 112
7.2.2 Aufheizversuche mit unterschiedlichen Generatorleistungen 114
7.3 Gestaltungsempfehlungen für angepasste textilverstärkte Organobleche 116

8 Zusammenfassung 118

Literaturverzeichnis 121

Anhang 135

Anhang A – Erläuterungen zu den Leitfähigkeiten einer UD-Schicht 135

Anhang B – Messung des spezifischen Widerstands der CF 137

Anhang C – Messtechnischen Erfassung der dielektrischen Eigenschaften 138

Anhang D – Anzahl der verwendeten Polymerfolien zur Herstellung der Probekörper zwecks Untersuchung des induktiven Aufheizverhaltens 138

Anhang E – Vergleich der angestrebten, theoretischen und realen Laminatdicken und FVG der hergestellten Laminate 141

Anhang F – Anzahl der verwendeten Polymerfolien zur Herstellung der angepassten Laminate 144

Anhang G – Vergleich der angestrebten, theoretischen und realen Laminatdicken und FVG der hergestellten angepassten Laminate 144

Verzeichnis verwendeter Abkürzungen

Kurzform	Beschreibung
CAGR	Durchschnittliche jährliche Wachstumsrate (von engl. compound annual growth rate)
CF	Kohlenstofffaser (von engl. carbon fiber)
CFK	kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
ECC	C. Cramer, Weberei GmbH & Co. KG, Division ECC
EKB	Emissionsklebeband
ERG	Energierichtungsgeber
F	Forderung
FEM	Finite Elemente Methode
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FVG	Faservolumengehalt
GF	Glasfaser
HT	Hochfest (von engl. high tenacity)
LKT	Lehrstuhl für Kunststofftechnik der Friedrich-Alexander-Universität in Erlangen-Nürnberg
M_1	Messfeld 1
M_2	Messfeld 2
MW	Mittelwert
NCF	Gelege (von engl. non-crimped fabric)
PA	Polyamid
PA66	Polyamid 6.6
PAN	Polyacrylnitril
PEEK	Polyetheretherketon
PEI	Polyetherimid
PES	Polyethersulfon
PP	Polypropylen
PPS	Polyphenylensulfid
SA	Standardabweichung
UD	unidirektional

Verzeichnis verwendeter Formelzeichen

Symbol	Einheit	Beschreibung
μ	H/m	Magnetische Permeabilität
μ_0	H/m	Magnetische Feldkonstante
μ_r		Permeabilitätszahl
a	mm	Kopplungsabstand
$\boldsymbol{A}$	mm^2	Vektor des Leiterquerschnitts
a_0, a_1		variable Koeffizienten
A_c	mm^2	Fläche der Kondensatorplatte
A_{CF}	m^2	Querschnittsfläche einer Kohlenstofffaser
$A_{kontakt}$	mm^2	Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden CF
$A_{p,inter}$	cm^2/cm^2	Kumulierte projizierte interlaminare Kontaktfläche
$A_{p,intra}$	cm^2/cm^2	Kumulierte projizierte intralaminare Kontaktfläche
$A_{p,lam}$	cm^2/cm^2	Kumulierte projizierte Kontaktfläche eines Laminats
$A_{p,norm}$	mm/cm^2	Normierte projizierte Kontaktfläche eines Laminats
$A_{p,rov}$	mm^2	Projizierte Kontaktfläche zweier sich kreuzender CF-Rovings
$A_{p,tex}$	cm^2/cm^2	Projizierte Kontaktfläche einer Verstärkungstextillage
A_r	μm^2	Gemessene Querschnittsfläche eines CF-Rovings
$A_{r,theo}$	μm^2	Theoretische Querschnittsfläche eine CF-Rovings
$\boldsymbol{B}$	T	Vektor der magnetischen Flussdichte
C	F	Elektrische Kapazität
c	Rovings/cm	Fadendichte bei ausgeglichenen Textilien
c_k	Rovings/cm	Fadendichte in Kettrichtung
c_p	J/(kg*K)	Spezifische Wärmekapazität
c_s	Rovings/cm	Fadendichte in Schussrichtung
$\boldsymbol{D}$	$(A*s)/m^2$	Vektor der elektrischen Flussdichte
d_{CF}	m	Durchmesser einer Kohlenstofffaser
$\boldsymbol{E}$	V/m	Elektrische Feldstärke
e		EULER'sche Zahl
f	Hz	Frequenz
$\boldsymbol{H}$	A/m	Magnetische Feldstärke
$h_{dielektr.}$	m	Dicke des Dielektrikums

h_{Folie}	mm	Dicke der Polymerfolien
h_{lam}	mm	Laminatdicke
h_r	µm	Höhe eines CF-Rovingquerschnitts
$h_{r,0°}$	µm	Höhe eines CF-Rovingquerschnitts in 0°-Richtung
$h_{r,90°}$	µm	Höhe eines CF-Rovingquerschnitts in 90°-Richtung
h_{skin}	m	Leitschichtdicke
i_c	A	Blindstromstärke
i_{gesamt}	A	Gesamtstromstärke
i_{jc}	A	Strom, der über die Kontaktwiderstände fließt
i_{jd}	A	Scheinstromstärke
i_r	A	Wirkstromstärke
$\boldsymbol{J}$	A/m^2	Vektor der Stromdichte
k		Laufindex
l_f	m	Bestromungslänge der CF bzw. des Rovings
m_a	g/m^2	Flächengewicht
n_{CF}		Lagenanzahl der CF-Verstärkungstextilien
n_m		Lagenanzahl der Polymerfolien
P	%	Relative Generatorleistung
$\dot{Q}$	W	Wärmestrom
$\dot{Q}_{CF}$	W	Wärmestrombeitrag, durch JOULE'sche Verluste in CF
$\dot{Q}_{gesamt}$	W	Gesamtwärmestrom, der im System dissipiert wird
$\dot{Q}_{jc}$	W	Wärmestrombeitrag, durch Verluste an Kontaktwiderständen
$\dot{Q}_{jd}$	W	Wärmestrombeitrag, durch dielektrische Verluste
r	m	Abstand zwischen einem Punkt im Raum und dem Induktor
R^2		Bestimmtheitsmaß
R_{CF}	Ω	Elektrischer Widerstand der CF bzw. des Rovings
R_i	Ω	Innenwiderstand
R_{jc}	Ω	Kontaktwiderstand
R_{jd}	Ω	Kapazitiver Wirkwiderstand
$\boldsymbol{s}$	m	Vektor des Spulenverlaufs
tanδ		dielektrischer Verlustfaktor
T_{deg}	°C	Degradationstemperatur des Polymers
T_F	°C	Temperatur in der Fügezone

T_g	°C	Glasübergangstemperatur
t_i	s	Kontaktzeit
T_i	°C	Temperatur der induktorzugewandten Laminatoberfläche
$\dot{T}_i$	K/s	Aufheizrate auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche bei 180 °C
$T_{i,max}$	°C	Maximale Temperatur der induktorzugewandten Laminatoberfläche
t_k	s	Zeit bis erster Temperatur-Messwert größer 180 °C
T_m	°C	Schmelztemperatur des Polymers
t_{max}	s	Maximale Aufheizzeit
T_o	°C	Temperatur der gegenüberliegenden Laminatoberfläche
$\dot{T}_o$	K/s	Aufheizrate auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche bei 180 °C
$T_{o,Ziel}$	°C	Zieltemperatur auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche
t_r	s	Reptationszeit
T_{RT}	°C	Raumtemperatur
u	V	Wechselspannung
$\hat{U}$	V	Spannungsamplitude
u_i	V	Induzierte Spannung
w_r	µm	Breite eines CF-Rovings
$w_{r,0°}$	µm	Breite eines in 0°-Richtung orientierten CF-Rovings
$w_{r,90°}$	µm	Breite eines in 90°-Richtung orientierten CF-Rovings
$w_{r,max}$	µm	Maximale Breite eines CF-Rovings
δ	°	Verlustwinkel
ΔT	K	Temperaturanstieg
Δt	s	Zeitdifferenz
ε	F/m	Permittivität
ε_0	F/m	Permittivität des Vakuums
ε_r		Relative Permittivität des Dielektrikums
ε_r'		Realteil der relativen Permittivität des Dielektrikums
ε_r''		Imaginärteil der relativen Permittivität des Dielektrikums
θ	°	Faserorientierung einer UD-Lage in Bezug auf das globale Koordinatensystem
λ	W/(m*K)	Wärmeleitfähigkeit
π		Kreiszahl

ρ_{el}	Ω*m	Spezifischer Widerstand
$\rho_{el,c}$	Ω*m^2	Spezifischer Kontaktwiderstand
$\rho_{el,CF}$	Ω*m	Spezifischer Widerstand der Kohlenstofffaser
$\rho_{el,P}$	Ω*m	Spezifischer Widerstand des Polymers
ρ_{lin}	g/km	Titer
$\rho_{lin,k}$	g/km	Titer in Kettrichtung
$\rho_{lin,s}$	g/km	Titer in Schussrichtung
$\rho_{mass,CF}$	g/cm^3	Dichte der Kohlenstofffaser
$\rho_{mass,P}$	g/cm^3	Dichte der polymeren Matrix
σ_L	1/(Ω*m)	Elektrische Leitfähigkeit einer UD-Lage in Faserrichtung
σ_t	1/(Ω*m)	Elektrische Leitfähigkeit einer UD-Lage quer zur Faserrichtung in Laminatebene
σ_z	1/(Ω*m)	Elektrische Leitfähigkeit einer UD-Lage in Dickenrichtung
$\sigma_{z,lam}$	1/(Ω*m)	Elektrische Leitfähigkeit eines Laminats in Dickenrichtung
τ	N/mm^2	Verbindungsfestigkeit bzw. Scherfestigkeit
τ_{max}	N/mm^2	Zug-Scher-Festigkeit
φ	%	Faservolumengehalt
Φ_B	Wb	Magnetischer Fluss
ω		Kreisfrequenz

Kurzfassung

Die induktive Erwärmung stellt insbesondere aufgrund der schnellen intrinsischen Erwärmung eine Schlüsseltechnologie für die zunehmende industrielle Anwendung von textilverstärkten CFK-Organoblechen dar. Allerdings kann deren großes Potential nicht vollständig ausgeschöpft werden, da sich bei konventionellen CFK-Organoblechen über der Laminatdicke physikalisch bedingt eine mit zunehmendem Abstand zum Induktor abfallende Temperaturkurve ergibt. Speziell für CFK-Organobleche bestehend aus textilen Verstärkungshalbzeugen wurde im Rahmen dieser Arbeit zunächst der Einfluss der Textil- und Laminatparameter grundlegend untersucht. Zusätzlich wurde ein analytisches Modell in Form eines elektrischen Ersatzschaubilds einer im CFK-Organoblech vorliegenden Leiterschleife entwickelt, anhand dessen der dominierende Heizmechanismus identifiziert werden kann. Abschließend wurde basierend auf den zuvor gewonnenen Erkenntnissen ein speziell für das kontinuierliche Induktionsschweißen angepasster Laminataufbau entwickelt und validiert.

Abstract

Induction heating provides a key technology for the increasing industrial application of textile-reinforced CFRPC organic sheets, in particular due to its rapid intrinsic heating. However, the great potential of this technology cannot be fully exploited, since there is a physically inherent temperature curve in laminate thickness direction, which decreases especially for conventionally CFRPC organic sheets with increasing distance from the inductor. Within the frame of this work, the influence of the textile and laminate parameters was initially investigated in detail for CFRPC organic sheets consisting of textile reinforcement semi-finished products. In addition, an analytical model was developed in the form of an electrical equivalent circuit of a conductor loop present in the CFRPC organic sheet, whereby the dominant heating mechanism can be identified. Finally, a laminate structure adapted for continuous induction welding was developed based on the previously gained findings and subsequently validated.

1 Einleitung und Zielsetzung

1.1 Motivation

Aufgrund ihrer hervorragenden mechanischen Eigenschaften bei gleichzeitig geringer Dichte verzeichnet der weltweite Bedarf an kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK) in den letzten Jahren eine hohe Wachstumsrate. Für den Zeitraum von 2010 bis 2019 betrug die durchschnittliche jährliche Wachstumsrate (CAGR) des weltweiten CFK-Bedarfs +11,45 % [1]. Bedingt durch die pandemische Lage im Jahr 2020 reduzierte sich die CAGR für den Zeitraum von 2010 bis 2020 auf +8,84 % [1]. Mit 69 % im Jahr 2018 entfällt ein Großteil des weltweiten Bedarfs an CFK auf duroplastische CFK [2]. Diese weisen jedoch einige Nachteile auf, die einen vermehrten Einsatz in der industriellen Großserie hemmen. Un- oder teilausgehärtete duroplastische Halbzeuge verfügen über eine begrenzte Lagerfähigkeit [3]. Außerdem wird für die Vernetzung der Polymerketten in Form von kovalenten Bindungen eine gewisse Aushärtezeit benötigt, die sich negativ auf die Zykluszeit der Bauteile auswirkt [3]. Hinzu kommt, dass duroplastische CFK ein spröderes Versagensverhalten als thermoplastische CFK aufweisen, was insbesondere für schadenstolerante Bauteile relevant ist [4].

Bei der Verwendung von CFK mit thermoplastischen Matrizes können diese Hemmnisse umgangen werden. Der Bindungsmechanismus bei thermoplastischen Polymeren ist lediglich auf Nebenvalenzbindungen durch intermolekulare Kräfte zurückzuzuführen [5]. Daher können thermoplastische Polymere reversibel aufgeschmolzen und verfestigt werden. Thermoplaste können folglich umgeformt und verschweißt werden, nachdem sie über eine bestimmte Temperatur erwärmt wurden [6]. Ebenfalls zeigen thermoplastische CFK unter dem Gesichtspunkt der Nachhaltigkeit aufgrund ihrer Rezyklierbarkeit einen wesentlichen Vorteil gegenüber CFK mit einer duroplastischen Matrix [7]. Diese Vorteile erklären den weltweiten Umsatzanstieg von thermoplastischen CFK bemessen am CFK-Gesamtumsatz von 24 % im Jahr 2014 auf 28,8 % im Jahr 2018 [2]. Für den Zeitraum von 2021 bis 2028 wird ein CAGR des weltweiten Umsatzes von +12,3 % für thermoplastische CFK prognostiziert [8].

Das thermoplastische Materialverhalten ermöglicht die Verwendung von vorimprägnierten CFK-Halbzeugen. Endlosfaserverstärkte, flächige, vollständig imprägnierte

und konsolidierte thermoplastische Halbzeuge werden als Organobleche bezeichnet [3]. Typischerweise werden Organobleche zunächst in einem Thermoformprozess umgeformt [3, 6, 9, 10], optional durch Hinterspritzen funktionalisiert oder verstärkt [3] und anschließend mittels Schweißverfahren zu einer Baugruppe gefügt [3, 6, 11–17].

1.2 Potentiale und Herausforderungen

Alle Schritte der Prozesskette zur Verarbeitung von Organoblechen haben gemein, dass die thermoplastische Matrix zunächst auf eine bestimmte Temperatur erwärmt werden muss [3, 6, 10, 14, 16]. Insbesondere bei Schweißverfahren hat die Erwärmung einen wesentlichen Einfluss auf die Prozesszeit und -qualität. Das Induktionsschweißen stellt aufgrund der schnellen, kontaktlosen und intrinsischen Wärmeeinbringung ein vielversprechendes Schweißverfahren für CFK-Organobleche dar [18–21]. Daher findet diese Technologie bereits für das Schweißen von Strukturen aus thermoplastischem CFK in der Luft- und Raumfahrt sowie in anderen Industrien Anwendung [22–24].

Bei der induktiven Erwärmung wird eine Induktionsspule, auch Induktor genannt, mit einem hochfrequenten Wechselstrom beaufschlagt (Abbildung 1.1, links) [25]. Um den Induktor herum bildet sich ein zum Wechselstrom phasenverschobenes magnetisches Feld. Wird diesem magnetischen Feld ein elektrisch leitfähiges und/oder magnetisches Material ausgesetzt, erwärmt sich dieses.

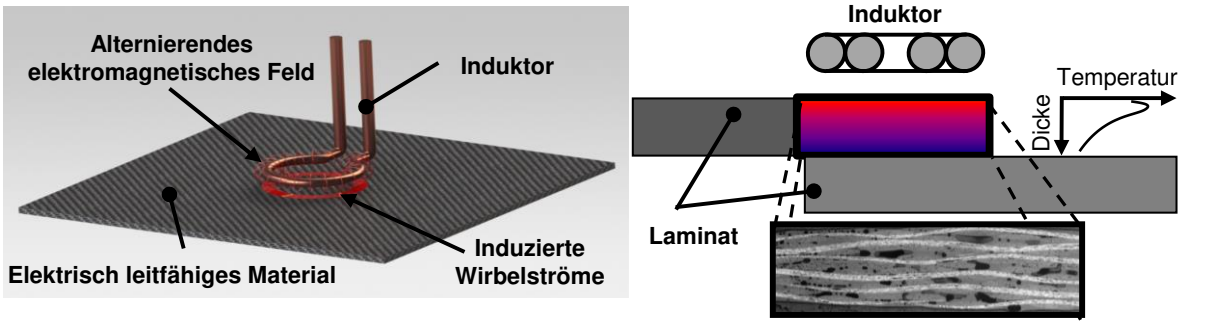


Abbildung 1.1: Schematische Darstellung der Induktion von Wirbelströmen in ein CFK-Laminat (links, nach [26]) sowie der komplexen Temperaturverteilung über die Laminatdicke und resultierende Dekonsolidierung des Laminats infolge der induktiven Erwärmung (rechts, nach [26, 27])

Da Kohlenstofffasern (CF) elektrisch leitfähig sind, können Wirbelströme in ein CFK-Laminat induziert werden. Hierfür müssen die CF untereinander elektrische Leiterschleifen bilden, so dass geschlossene Stromkreise im Laminat vorliegen [18, 28, 29]. Diese Anforderung ist bei CFK-Organoblechen mit textilen Verstärkungslagen, z. B.

Geweben, leicht zu erfüllen. Aufgrund des verwobenen Kreuzverbunds liegen bei Geweben die elektrischen Leiterschleifen bereits in einer einzigen textilen Halbzeuglage vor. Aufgrund von elektrischen Verlusten innerhalb dieser Leiterschleifen wird elektrische Energie in Form der induzierten Wirbelströme in Wärme dissipiert.

Das große Potential der schnellen und intrinsischen Erwärmung kann jedoch nicht komplett ausgenutzt werden, da sich durch die physikalisch bedingte Verteilung des Magnetfelds ein Temperaturgradient in Dickenrichtung des Laminats einstellt (Abbildung 1.1, rechts) [26, 30, 31]. Die Maximaltemperatur in Dickenrichtung des Laminats ist unmittelbar unter der induktorzugewandten Laminatoberfläche zu verorten [31]. Hierdurch besteht beispielsweise im Fall des Induktionsschweißens die Gefahr, dass das Laminat dekonsolidiert oder thermisch degradiert, bevor in der Fügezone die notwendige Schweißtemperatur erreicht wird.

Eine für Schweißprozesse ideale Temperaturverteilung weist ein ausgeprägtes Temperaturmaximum in der Fügezone auf, sodass dort die Schweißtemperatur erreicht werden kann und gleichzeitig jedoch die induktorzugewandte Laminatoberfläche nicht über die Schmelztemperatur des Matrixpolymers erwärmt wird. Um diesen Zustand zu erreichen, muss die induktive Energiezufuhr verringert werden, damit die zugeführte Wärme ausreichend Zeit hat sich über der Laminatdicke zu homogenisieren. Allerdings erfolgt die Konduktion nicht nur in Dickenrichtung des Laminats, sondern auch in Richtung der Laminatebene. Da durch die verminderte Energiezufuhr der Temperaturgradient nicht umgekehrt werden kann, muss zusätzlich die dem Induktor zugewandte Laminatoberfläche aktiv gekühlt werden [32, 33]. Beide Maßnahmen haben zur Folge, dass sich die Aufheizzeit verlängert und die Prozesseffizienz verschlechtert.

1.3 Zielsetzung und Aufbau der Arbeit

Die in den inter- und intralaminaren Leiterschlaufen vorliegenden elektrischen Widerstände beeinflussen maßgebend das induktive Aufheizverhalten eines CFK-Organoblechs. Es wird angenommen, dass die Laminat- und Textilparameter einen Einfluss auf die Ausprägung der Leiterschlaufen und somit auf deren elektrischen Widerstände haben. Gelingt es bei gegebenen Laminatparametern die elektrischen Widerstände der einzelnen inter- und intralaminar vorliegenden Leiterschlaufen durch die Wahl unterschiedlicher Verstärkungstextilien zu beeinflussen, so ist eine gezielte Veränderung

der durch die induktive Erwärmung resultierende Temperaturverteilung in Dickenrichtung möglich. Daher ist das erste Ziel dieser Arbeit die Untersuchung der Einflüsse der Laminat- und Textilparameter auf das induktive Aufheizverhalten von textilverstärken CFK-Organoblechen und die Identifikation der jeweils dominierenden Aufheizmechanismen. Das zweite Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung eines prozessspezifisch angepassten Laminataufbaus aus textilen CF-Verstärkungshalbzeugen für den Anwendungsfall des kontinuierlichen Induktionsschweißens basierend auf den zuvor gewonnenen Erkenntnissen. Der angepasste Laminataufbau soll es somit ermöglichen eine für Schweißprozesse ideale Temperaturverteilung zu erzeugen.

Zunächst wird der Stand der Technik auf dem Gebiet der induktiven Erwärmung von CFK-Organoblechen sowie des Induktionsschweißens betrachtet. Zusätzlich werden gängige textile Verstärkungshalbzeuge aus CF vorgestellt. Darauf aufbauend werden die Anforderungen an ein hinsichtlich der induktiven Erwärmung angepasstes Laminat definiert und das methodische Vorgehen erläutert. Anknüpfend erfolgt die Vorstellung der Materialien, des Prüfaufbaus sowie des Versuchsplans zur Charakterisierung des induktiven Aufheizverhalten von textilverstärkten CFK-Organoblechen. Basierend auf den durchgeführten Untersuchungen werden die Einflüsse der Textil- und Laminatparameter auf das induktive Aufheizverhalten diskutiert. Vervollständigt werden die zuvor gewonnenen Erkenntnisse durch die Entwicklung und Validierung eines analytischen Modells zur Abschätzung der Wärmegenerierung an einer Roving-Roving bzw. Filament-Filament-Kreuzungsstelle. Abschließend erfolgt die Entwicklung und Validierung der für das Induktionsschweißen angepassten Laminate. Die vorgestellten Arbeitsinhalte sowie die Zuordnung zu den jeweiligen Kapiteln sind in Abbildung 1.2 dargestellt.

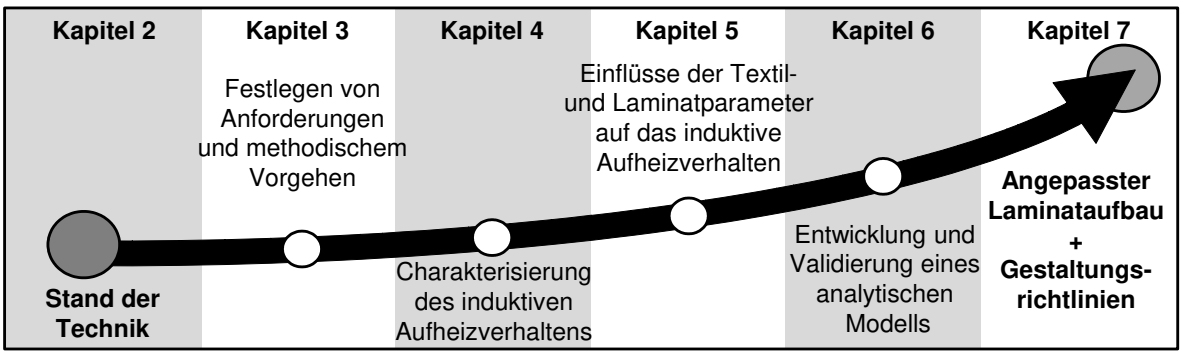


Abbildung 1.2: Übersicht der Inhalte dieser Arbeit mit Zuordnung der jeweiligen Kapitel

2 Stand der Technik

2.1 CFK-Organobleche

CFK-Organobleche sind ebene konsolidierte Laminate, die aus CF-Lagen bestehen, die mit einer thermoplastischen Matrix imprägniert sind. Sowohl die CF als auch die thermoplastische Matrix können einen signifikanten Einfluss auf das induktive Aufheizverhalten haben. Die unterschiedlichen Ausprägungsformen der beiden Komponenten werden in Hinblick auf die induktive Erwärmung im Folgenden genauer erläutert.

2.1.1 Kohlenstofffasern und textile Halbzeuge

CF weisen einen Kohlenstoffgehalt von 92 – 99,90 Gew.-% auf [3]. Zur Herstellung der CF wird ein Precursor in einem Temperaturbereich zwischen 1000 °C und 2000 °C pyrolisiert. Die Precusor bestehen typischerweise aus Polyacrylnitril oder Pech [3, 5]. Je nach Material des Precursors unterscheiden sich die Eigenschaften der CF. Für das induktive Erwärmen sind insbesondere die elektrischen sowie die thermischen Eigenschaften ausschlaggebend. Pech-basierte CF verfügen verglichen zu PAN-basierten CF über einen geringeren spezifischen Widerstand ρ_{el} und über eine größere Wärmeleitfähigkeit λ (Abbildung 2.1) [34].

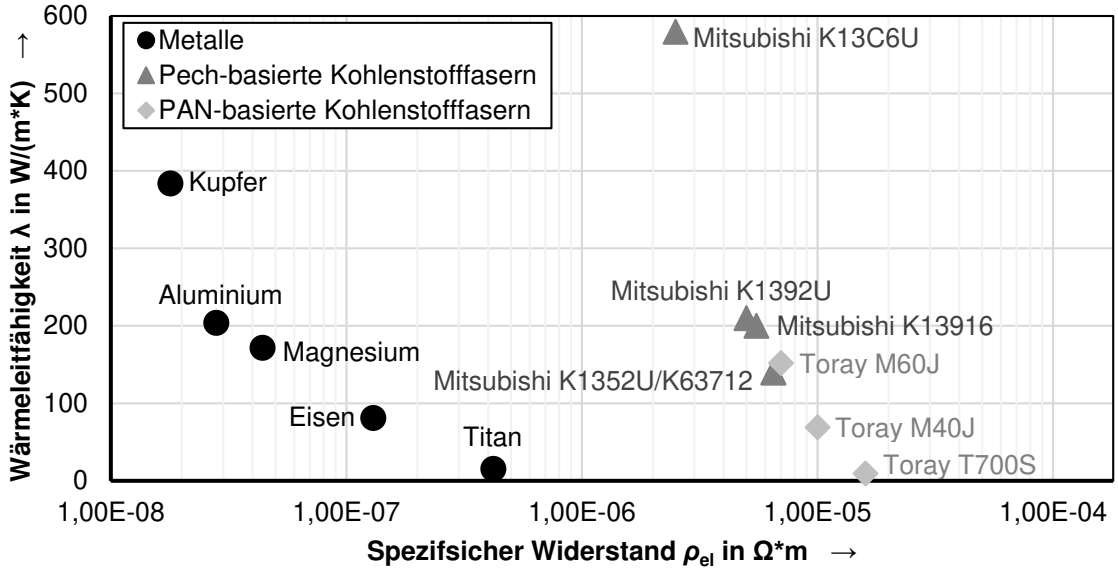
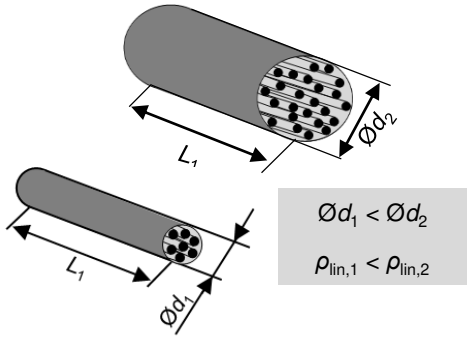


Abbildung 2.1: Darstellung des spezifischen Widerstands und der Wärmeleitfähigkeit von verschiedenen Metallen (isotrop) sowie von PAN- und Pech-basierten CF (in Faserrichtung) nach [34, 35]

Die eigentliche CF wird als Filament bezeichnet und hat typischerweise einen Durchmesser von 7 µm [3]. Für die technische Anwendung werden Multifilamentgarne bzw.

Rovings verwendet. Die Anzahl und Querschnittsfläche der Einzelfilamente in einem Roving sowie deren Dichte bestimmen die Feinheit des Rovings, die durch den Titer ρ_{lin} gekennzeichnet wird (Abbildung 2.2). Der Titer ρ_{lin} wird auch als lineare Dichte bezeichnet, da er das Gewicht eines Rovings in Bezug zu seiner Länge angibt [36]. Als SI-Einheit wird hierfür die Einheit tex verwendet (1 tex = 1 g/km) [5, 36].



Filamentanzahl	Titer ρ_{lin} in tex
1.000 (1 K)	67
3.000 (3 K)	200
6.000 (6 K)	400
12.000 (12 K)	800
24.000 (24 K)	1.600
50.000 (50 K)	3.333

Abbildung 2.2: Darstellung der Feinheit eines Rovings durch den Titer anhand zweier unterschiedlicher Rovingquerschnittsflächen sowie Umrechnung der Filamentanzahl in Titer mit der Einheit tex

Für die Herstellung von CFK-Organoblechen werden die CF-Rovings zu textilen Halbzeugen weiterverarbeitet. Hierbei kann grundsätzlich zwischen Gelegen (engl. non-crimped fabrics, NCF) und Geweben unterschieden werden (Abbildung 2.3).

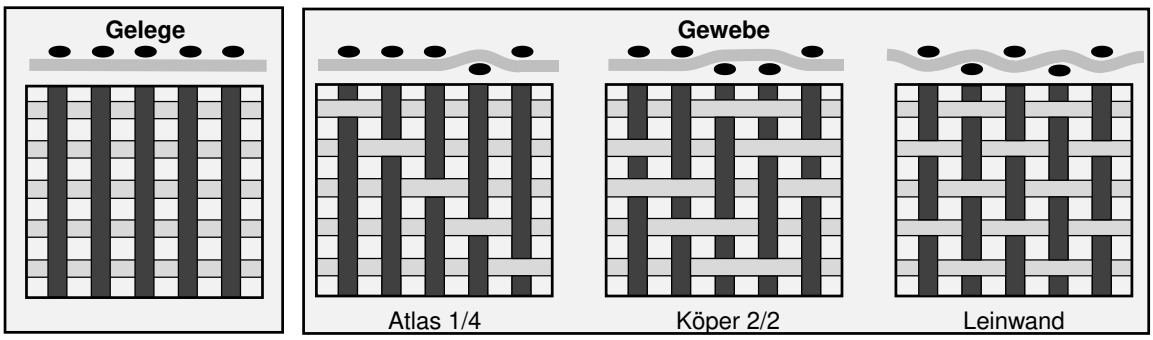


Abbildung 2.3: Übersicht typischer textiler Verstärkungshalbzeuge aus CF-Rovings (die Rovings in Kettrichtung sind in Dunkelgrau und die Rovings in Schussrichtung in Hellgrau gekennzeichnet)

Gewebe können abhängig von der Bindungsart weiter u. a. in Köper-, Atlas- und Leinwandgewebe untergliedert werden. Die unterschiedlichen Bindungsarten ergeben sich aus der unterschiedlichen Reihenfolge von Bindungspunkt und Flottierung der Kett- und Schussfäden (Abbildung 2.4). Neben der Bindungsart werden Gewebe durch ihre Fadendichte *c*, also die Anzahl an Rovings pro Längeneinheit, in Kett- und Schussrichtung charakterisiert. Ferner werden Gewebe durch den Crimp, also die Welligkeit

des Rovings, sowie durch die Oberflächendichte beschrieben [36]. Rieber unterscheidet zusätzlich zwischen offenen und geschlossenen Geweben [37]. Bei geschlossenen Geweben ist die Breite eines Rovings w_r größer gleich $1/c$. Bei ausgeglichenen textilen Halbzeugen sind die textilen Parameter wie Titer und Fadendichte in Kett- und Schussrichtung identisch.

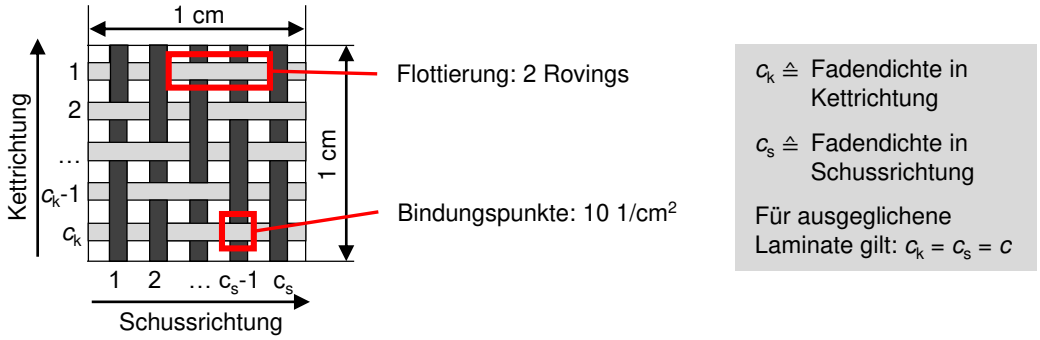


Abbildung 2.4: Darstellung der Fadendichte, der Flottierung sowie der Bindungspunkte am Beispiel eines Köper-2/2-Gewebes

Entsprechend EN 13473 [38] bestehen NCF aus mono-, bi- oder multiaxial zueinander angeordneten Lagen, die wiederum aus mehreren parallel nebeneinander verlaufenden, gestreckten Rovings bestehen. Die Einzellagen werden entweder durch Vernähen mittels eines Wirkgarns oder durch ein Bindermaterial stoffschlüssig miteinander fixiert [36]. Da die Rovings nicht gekrümmt vorliegen, weisen NCF-verstärkte CFK unter gleichen Randbedingungen bessere mechanische Eigenschaften auf als gewebeverstärkte CFK [5].

Basierend auf dem Titer der Rovings in Kett- und Schussrichtung sowie der jeweiligen Fadendichten lässt sich das Flächengewicht m_a eines textilen Halbzeugs idealisiert berechnen (Glg. 2.1). Hierbei werden die durch eine Verwebung resultierenden Ondulationen sowie der Crimp nicht berücksichtigt.

$$m_a = c_s * \rho_{lin,s} + c_k * \rho_{lin,k} \quad (2.1)$$

Für ausgeglichene textile Halbzeuge ergibt sich vereinfacht:

$$m_a = 2 * c * \rho_{lin} \quad (2.2)$$

2.1.2 Matrixpolymer als Dielektrikum

Die Unterscheidung von thermoplastischen Polymeren richtet sich im ingenieurstechnischen Bereich typischerweise nach ihrer Temperaturbeständigkeit oder danach, ob die Molekülketten amorph oder teilkristallin angeordnet sind. Diese Eigenschaften der

polymeren Matrix haben jedoch keinen wesentlichen Einfluss auf das Aufheizverhalten von CFK-Organoblechen in einem elektromagnetischen Wechselfeld. Hingegen von größerer Bedeutung hierfür ist deren Polarität sowie ihre dielektrischen Eigenschaften, womit Polarisationsvorgänge in der polymeren Matrix und eine daraus resultierende Energiedissipation beschrieben werden können (s. Kapitel 2.3.2).

Polarität

Als Polarität eines Polymers wird die permanente Veränderung der Ladungsverteilung innerhalb von Molekülen oder Molekülteilen bezeichnet [39]. Die Ausprägung der Polarität eines Polymers wird maßgeblich durch die resultierende Elektronegativitätsdifferenz der Atombindungen beeinflusst. Die Polarität eines Polymermoleküls wird durch das elektrische Dipolmoment charakterisiert. Neben der Löslichkeit beeinflusst die Polarität sowohl die Dipoleigenschaften als auch die dielektrischen Eigenschaften eines Polymers. Wie alle reinen Kohlenwasserstoffe ist Polypropylen (PP) unpolar [39, 40]. Ebenfalls handelt es sich bei Polyphenylensulfid (PPS) um ein unpolares Polymer [41]. Die Moleküle des Polyamid (PA) sind hingegen aufgrund der Fähigkeit zur Bildung von Wasserstoffbrückenbindungen ausgeprägt polar [40, 41].

Dielektrische Eigenschaften

Die dielektrischen Eigenschaften beschreiben das Verhalten eines Dielektrikums in einem elektrischen Feld [42]. In einem Dielektrikum können sich die Ladungsträger nicht frei bewegen, wodurch sich eine geringe oder überhaupt keine elektrische Leitfähigkeit ergibt. Dieses Verhalten wird neben der Polarität des Werkstoffs durch die Permittivität ε sowie den dielektrischen Verlustfaktor tanδ beschrieben.
Die Permittivität ε setzt sich aus dem Produkt der Permittivität des Vakuums ε_0 und der relativen Permittivität des Dielektrikums ε_r zusammen (Glg. 2.3). Die Permittivität des Vakuums ist eine Naturkonstante [43].

$$\varepsilon = \varepsilon_0 * \varepsilon_\mathrm{r} \text{ mit } \varepsilon_0 = 8{,}8541878128 * 10^{-12}\,\frac{\mathrm{A*s}}{\mathrm{V*m}} \qquad 2.3$$

Die relative Permittivität ε_r ist eine komplexe Größe und setzt sich aus dem Realteil ε_r' und dem Imaginärteil ε_r'' zusammen (Glg. 2.4). Der Realteil beschreibt die Polarisation, der Imaginärteil die Dämpfung.

$$\varepsilon_\mathrm{r} = \varepsilon_r' - j\varepsilon_r'' \qquad 2.4$$

Die Polarisation eines Dielektrikums kann durch unterschiedliche Mechanismen erfolgen, die wie die Permittivität ε abhängig von der Temperatur sowie der Frequenz des elektrischen Felds sind (Tabelle 2.1).

Tabelle 2.1: Polarisationsmechanismen bei dielektrischen Polymeren nach [44–46]

Induzierte Dipole		**Permanente Dipole**	**Material-unspezifisch**
Verschiebungs- oder Elektronen-Polarisation	Ionenpolarisation	Orientierungs-Polarisation	Grenzflächen- oder Raumladungs-Polarisation
Die Elektronen und Protonen eines Atoms werden relativ zueinander bewegt, wenn sie einem elektrischen Feld ausgesetzt sind	Bei polaren Molekülen führen die positiv und negativ geladenen Ionen eine Relativbewegung zueinander aus, wenn sie einem elektrischen Feld ausgesetzt sind	Permanente Dipole richten sich entsprechende dem elektrischen Feld aus	In mehrphasigen Werkstoffen erfolgt die Ausrichtung von elektrischen Ladungsträgern an den Phasengrenzen, z. B. an Korngrenzen oder an Faser-Matrix-Grenzflächen
Masse der bewegten Ladungsträger →			

Durch die Massenträgheit der Ladungsträger wird deren Polarisationsbewegung bei zunehmender Frequenz gehemmt [44, 47]. Die Dissipation der elektromagnetischen Energie beruht in diesem Fall auf der Relaxation bzw. Resonanz der Ladungsträger [42]. Zudem kommt es bei einem realen Dielektrikum zu Kriechströmen, die wie bei einem OHM'schen Widerstand in Wärme dissipiert werden.

Die Kapazität C eines Kondensators mit der polarisierten Kondensatorplattenflächen A_c und einem Plattenabstand $h_{dielektr.}$ kann durch den Einsatz eines Dielektrikums im Vergleich zu Vakuum um den Faktor der relativen Permittivität ε_r erhöht werden [42] (Glg. 2.5). Durch die Polarisation des Dielektrikums werden Ladungen auf den Kondensatorplatten gebunden, wodurch die Ladungsdichte gesteigert wird.

$$C = \frac{\varepsilon_0 * \varepsilon_r * A_C}{h_{dielektr.}} \qquad 2.5$$

Diese dielektrischen Verluste werden durch den dielektrischen Verlustfaktor tanδ charakterisiert. Bei einem idealen Kondensator, an dessen Kondensatorplatten ein sinusförmiger Verlauf der Spannung u anliegt, stellt sich ein um 90° phasenverschobener Stromverlauf i_c ein (Abbildung 2.5) [42]. Dementsprechend eilt der Stromverlauf dem Spannungsverlauf um 90° voraus. Dieser Strom i_c führt zu keinen Verlusten und wird lediglich im Kondensator gespeichert.

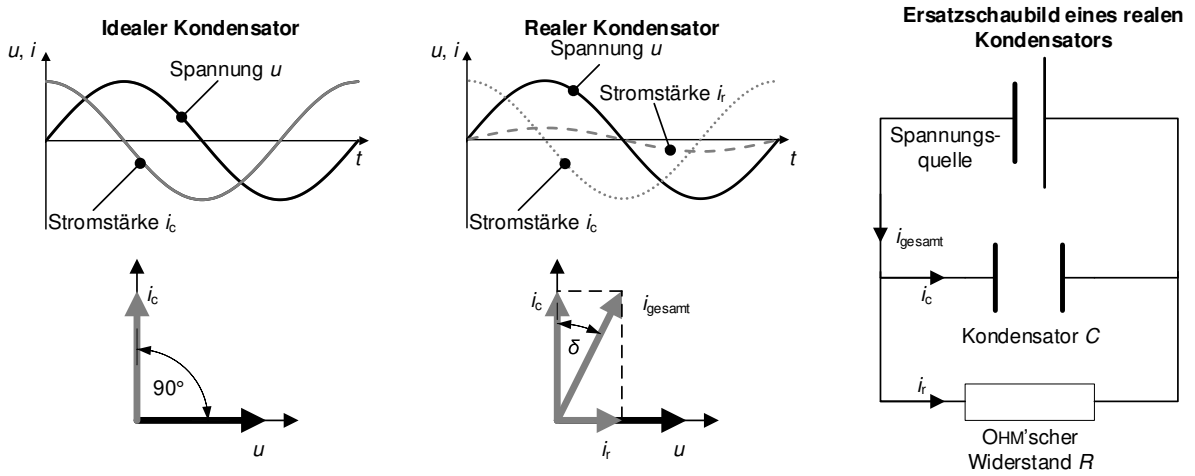


Abbildung 2.5: Spannungs- und Stromverlauf im Phasendiagramm (oben) und im Zeigerdiagramm (unten) eines idealen und eines realen Kondensators sowie elektrisches Ersatzschaubild eines realen Kondensators (nach [42])

Bei einem realen Kondensator liegt hingegen aufgrund der Kriechströme sowie der Polarisationsverluste ein parasitärer Strom i_r (Wirkstrom) vor, der in Phase mit der Spannung verläuft. Hierdurch resultiert zwischen dem Gesamtstrom i_{gesamt} und der Spannung u ein Phasenwinkel der kleiner als 90° ist. Der Verlustwinkel δ gibt die Differenz des Phasenwinkels eines realen Kondensators im Vergleich zu einem idealen Kondensator an [42, 44].

Der reaktive Ladungsstrom i_c eines idealen Kondensators hängt entsprechend dem OHM'schen Gesetz von der Spannung u und dem Blindwiderstand (Reaktanz) X_c ab. Letzterer ist abhängig von der Frequenz f und von der Kapazität C (Glg. 2.6). Der Blindwiderstand ist eine komplexe Größe und weist daher die imaginäre Einheit j auf.

$$X_c = \frac{1}{j2\pi f C} \qquad 2.6$$

Der parasitäre Strom i_r bei einem realen Kondensator, der mit einer sinusförmigen Spannung u beaufschlagt wird, wird durch den Wirkwiderstand (Resistanz) R bestimmt. Der Scheinwiderstand Z eines realen Kondensators berechnet sich entsprechend Gleichung 2.7.

$$Z = \sqrt{X_c^2 + R^2} \qquad 2.7$$

Der dielektrische Verlustfaktor tanδ gibt entsprechend Abbildung 2.5 das Verhältnis von kapazitiv gespeicherter Energie zu dissipierter Energie an (Glg 2.8). Für kleine Verlustwinkel δ gilt daher vereinfacht $\varepsilon_r = \varepsilon_r'$. Wie die relative Permittivität ε_r ist auch der dielektrische Verlustfaktor tanδ frequenzabhängig [44].

$$\tan\delta = \frac{\varepsilon_r''}{\varepsilon_r'} = \left|\frac{i_\mathrm{r}}{i_c}\right| = \left|\frac{X_\mathrm{c}}{R}\right| = \frac{1}{2\pi f C R} \qquad 2.8$$

Die relative Permittivität ε_r sowie der dielektrische Verlustfaktor tanδ von PP ist nahezu temperatur- und frequenzunabhängig [48]. Hingegen zeigen die relative Permittivität ε_r und der dielektrische Verlustfaktor tanδ von PA eine starke Abhängigkeit von Temperatur und Feuchtegehalt [48]. Der dielektrische Verlustfaktor des PPS nimmt mit steigender Frequenz ab, steigt jedoch mit Zunahme der Temperatur an. Die relative Permittivität von PPS ist nahezu frequenzunabhängig [48].

2.1.3 Laminatparameter eines CFK-Organoblechs

Neben dem textilen Halbzeug und dem thermoplastischen Polymer verfügen CFK-Organobleche über weitere Parameter, die den Aufbau des Laminats charakterisieren. Hierbei spielen insbesondere der Faservolumengehalt (FVG) φ, die Laminatdicke h_lam sowie die Anzahl der pro Laminat verwendeten Lagen eines textilen Verstärkungshalbzeuges n_CF eine entscheidende Rolle. Diese drei Laminatparameter sind miteinander gekoppelt und können daher nicht unabhängig voneinander gewählt werden. Abhängig von der Dichte der CF $\rho_\mathrm{mass,CF}$ und dem Flächengewicht m_a bzw. der Fadendichte c und dem Titer ρ_lin (vgl. Glg. 2.2) kann einer der zuvor genannten Laminatparameter berechnet werden, sofern die beiden anderen festgelegt wurden (Glg. 2.9). Typischerweise wird bereits zuvor der FVG sowie die Laminatdicke festgelegt. Insbesondere bei der Verwendung von Geweben hat das Nesting-Verhalten einen Einfluss auf die physikalischen Eigenschaften eines Laminats [36].

$$n_\mathrm{CF} = \frac{\rho_\mathrm{mass,CF} * h_\mathrm{lam} * \varphi}{m_\mathrm{a}} = \frac{\rho_\mathrm{mass,CF} * h_\mathrm{lam} * \varphi}{2 * c * \rho_\mathrm{lin}} \qquad 2.9$$

Ein weiterer wesentlicher Laminatparameter ist die Faserausrichtung der einzelnen textilen CF-Verstärkungslagen in Bezug auf das globale (*x*-*y*-) Koordinatensystem des Laminats. Die Faserausrichtung einer Lage wird durch den Winkel θ angegeben. Bei der Verwendung von Geweben wird die Ausrichtung des Kettfadens angegeben.

2.2 Schweißverfahren für thermoplastische CFK

2.2.1 Grundlagen

Konventionelle Fügeverfahren, die zum Verbinden von metallischen Strukturen eingesetzt werden, wie bspw. Schrauben oder Nieten, können nicht ohne Einschränkungen

für Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) verwendet werden. Bei Verwendung von kraft- beziehungsweise formschlüssige Fügeverfahren kann meist das große Leichtbaupotential der FKV nicht vollständig ausgeschöpft werden [13, 17, 49, 50]. Als leichtbaugerecht erweisen sich hingegen stoffschlüssige Fügeverfahren. Aufgrund der flächigen Lasteinleitung eignen sie sich ideal für dünnwandige Strukturen, da die Spannungskonzentrationen im Krafteinleitungsbereich gemindert werden können [5]. Insbesondere für Baugruppen aus rein thermoplastischen FKV sind aus der Gruppe der stoffschlüssigen Verfahren vor allem die Schweißverfahren prädestiniert, da diese grundsätzlich kein zusätzliches Material wie bspw. Klebstoff benötigen.

Das Schweißen von thermoplastischen FKV ist eng mit dem Schweißen von unverstärkten Kunststoffen verbunden. In beiden Fällen wird durch die Zufuhr von Wärme das thermoplastische Polymer in der Fügezone aufgeschmolzen [15]. Durch das anschließende Abkühlen unter Aufbringen eines Drucks wird eine dauerhafte Verbindung erzeugt. Zwischen den beiden miteinander verschweißten Fügeteilen stellt sich eine werkstoffliche Kontinuität ein. Im Allgemeinen erfolgt das Schweißen von thermoplastischen FKV in fünf Schritten [14, 51, 52]:

1. Oberflächenvorbereitung:
   Die Fügeflächen der beiden Fügeteile müssen von Trennmittelrückständen und sonstigen Verunreinigungen (Kontaminationen) befreit werden [16, 53].
2. Erwärmung:
   Bei amorphen Thermoplasten wird zum Schweißen eine Fügezonentemperatur von 100 K oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g und bei teilkristallinen Thermoplasten eine Temperatur von 50 K oberhalb der Schmelztemperatur T_m empfohlen [51, 52]. Bei beiden Thermoplastarten ist die Degradationstemperatur als Obergrenze des Prozessfensters anzusehen. Zur Einbringung von Wärme in der Fügezone stehen unterschiedliche Technologien zur Verfügung (s. Kapitel 2.2.2). Als prozesstechnisch ideal wird die lokal begrenzte Wärmeeinbringung in der Fügezone angesehen [14, 51, 52, 54]. Zum einen wird dadurch die Energieeffizienz und Prozessgeschwindigkeit gesteigert, da weniger Wärme benötigt wird. Zum anderen kann der Dekonsolidierung des Laminats besser entgegengewirkt werden, wenn das Laminat nicht vollständig aufgeschmolzen ist. Nach [55] ist eine Dicke

des aufgeschmolzenen Laminatbereichs von 10 nm ausreichend. Prozessbedingt wird diese Dicke jedoch meist deutlich überschritten [14] .

3. Druckapplikation:

   Die beiden aufgeschmolzenen Oberflächen im Fügebereich müssen vollflächig in Kontakt gebracht werden, sodass ein inniger Kontakt (engl. intimate contact) entsteht. Hierfür müssen die Oberflächenrauhigkeitsprofile der beiden Fügeteile abgebaut bzw. angeglichen werden (Abbildung 2.6). Die Veränderung der Rauhigkeitsprofile erfolgt durch ein Fließen der aufgeschmolzenen Matrix.

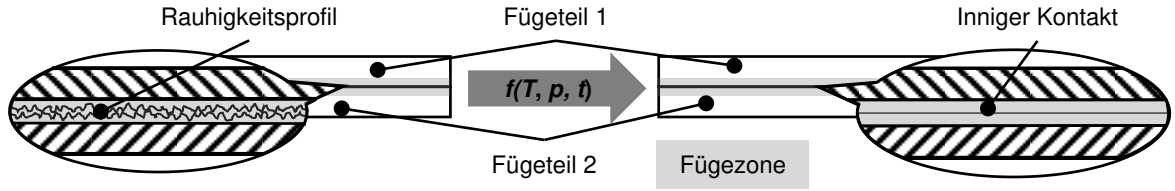


Abbildung 2.6: Entstehung des innigen Kontakts zwischen zwei Fügeteilen in Abhängigkeit der Zeit *t*, des Drucks *p* und der Temperatur *T*; links: vor Erwärmung und Druckbeaufschlagung, rechts: nach Erwärmung und Druckbeaufschlagung

   Die zeitliche Entwicklung des innigen Kontakts wird im Wesentlichen durch die temperaturabhängige Viskosität der Polymerschmelze, die Druckverteilung in der Fügezone sowie die Oberflächenbeschaffenheit der Fügeteile beeinflusst [56–59]. Infolge des Fließens der Matrix wird zudem zwischen den beiden Fügeteilen eingeschlossene Luft abgeführt. Wird nach Erreichen des innigen Kontakts in der gesamten Fügezone weiterhin Druck appliziert, kommt es an den offenen Laminaträndern zu einem herausfließen der Matrix, dem sog. Squeeze-Out, der zu einer lokalen Steigerung des FVG führt. Das Aufbringen des Drucks ist nach Erreichen des innigen Kontakts weiterhin notwendig, da dieser eine Dekonsolidierung der aufgeschmolzenen Laminatbereiche verhindert. Durch das Aufschmelzen der Matrix wird ansonsten elastisch gespeicherte Energie in den Verstärkungsfasern frei, die unweigerlich zur Dekonsolidierung führt [16, 60].

4. Intermolekulare Diffusion:

   Sobald zwischen einzelnen Bereichen der aufgeschmolzenen Fügeteiloberfläche ein inniger Kontakt herrscht, kommt es dort aufgrund brownscher Molekularbewegung zur Diffusion der polymeren Molekülketten über die Grenzfläche hinweg [61, 62]. Die Polymerketten ordnen sich in diesem Bereich neu an, wodurch die Grenzschicht zwischen den beiden Fügeteilen sukzessive verschwindet (Abbildung 2.7).

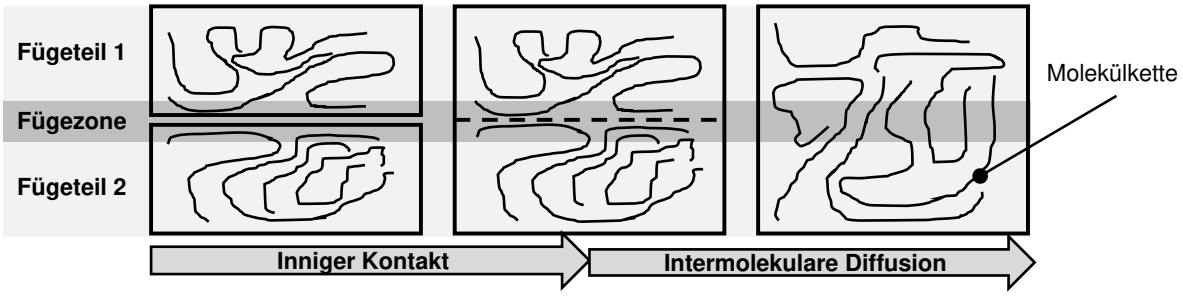


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung der intermolekularen Diffusion und der Randomisierung der Molekülketten nach Zustandekommen des innigen Kontakts, nach [63]

Der Diffusionsvorgang kann mit Hilfe des Reptationsmodells [61, 62] beschrieben werden [55, 63–65]. Wesentlichen Einfluss auf den Diffusionsvorgang hat die Länge der Polymerketten bzw. deren Molekulargewicht, die Größe des aufgeschmolzenen Laminatbereichs in Dickenrichtung sowie die Temperatur [65–67]. Je höher die Temperatur, desto schneller verschwindet der Grenzbereich infolge der Diffusion und Randomisierung der Polymerketten [68]. Durch die Randomisierung der Polymerketten im Fügebereich steigt die Verbindungsfestigkeit (Scher-Festigkeit τ_{max}) mit der Kontaktzeit t_i auf die Festigkeit des reinen Polymers an, die nach der Reptationszeit t_r erreicht ist. Hierbei besteht die proportionale Abhängigkeit $\tau_{max} \sim t_i^{1/4}$ [58, 63, 68–70].

5. Kühlung:

   Im letzten Prozessschritt wird die Wärme aus dem Fügebereich abtransportiert, damit die Verbindung die gewünschte strukturelle Integrität erhält. Bis die Matrix eine ausreichende Festigkeit erreicht hat, muss weiterhin ein Konsolidierungsdruck appliziert bleiben, da es ansonsten zu Dekonsolidierung und Verzug der Laminate kommen kann. Bei Matrizes aus teilkristallinen Thermoplasten hat die Abkühlrate einen entscheidenden Einfluss auf den Kristallinitätsgrad. Dieser beeinflusst signifikant die Lösungsmittelbeständigkeit sowie die mechanischen Eigenschaften der Matrix [3, 5, 71]. Meist wird jedoch im Fügebereich ein Kristallisationsgrad angestrebt, der dem der Matrix im restlichen Laminat entspricht.

Durch eine Anpassung des von WOOL und O'CONNOR [64] entwickelten Crack-Healing-Modells kann die Entwicklung der Verbindungsfestigkeit in der Grenzschicht beim Schweißen auf mikroskopischer Ebene beschrieben werden [52, 67, 70, 72, 73]. Das Healing-Modell kann zwei der hier vorgestellten Prozessschritte zugeordnet werden.

Während des 3. Schritts , dem Aufbringen des Drucks, erfolgen die Phasen der Oberflächenneuanordnung, der Oberflächenannäherung und der Benetzung der Oberfläche [52, 66, 72]. Die Benetzung bezeichnet die atomare Kontaktierung der beiden Oberflächen. Die Phasen der Diffusion und der Randomisierung der Polymerketten im Grenzbereich kann Schritt 4, der intermolekularen Diffusion, zugeordnet werden [52]. Je nach Prozessauslegung und Beschaffenheit der Fügeteiloberfläche ist die Entwicklung des innigen Kontakts oder die intermolekulare Diffusion entscheidend für die Prozessdauer. Um die Prozessdauer und die Verbindungsqualität analytisch vorherzusagen, wurde in [72] ein gekoppeltes Modell entwickelt, das beide Mechanismen und die dafür relevanten Randbedingungen berücksichtigt.

Zusätzlich zu der intermolekularen Diffusion werden in [74] Relaxationsvorgänge als ausschlaggebende Mechanismen für die Entwicklung der Verbindungsfestigkeit beim Schweißen aufgeführt. Durch das Aufbringen des Drucks kommt es in der Fügeebene zu einem Strömungsfeld, das eine Verstreckung der Molekülketten nach sich zieht. Die anschließende Relaxation der Molekülketten führt zu Platzwechselvorgängen entlang der Fügeebene und somit zu einem Anstieg der Verbindungsfestigkeit.

Neben dem Druck (Schritt 3 – Schritt 5) ist insbesondere die Temperatur (Schritt 2 – Schritt 5) entscheidend für den Schweißprozess. Um die Prozesszeit zu minimieren, muss im Fügebereich in Schritt 2 möglichst schnell eine möglichst hohe Temperatur unterhalb der Degradationstemperatur der Matrix erreicht und in Schritt 3 und 4 gehalten werden. Der hierbei aufgeschmolzene Anteil der Laminatdicke, ausgehend von der Fügezone, ist möglichst gering zu halten. Hierdurch kann die Prozesseffizienz gesteigert, der Squeeze-Out lokal begrenzt und die Dekonsolidierungsproblematik entschärft werden.

2.2.2 Verfahrensübersicht

Die für das Verschweißen von thermoplastischen FKV zur Verfügung stehenden Verfahren leiten sich von Schweißverfahren ab, die zum Verschweißen von unverstärkten Thermoplasten verwendet werden (vgl. [74–77]). Die Einordnung der Verfahren erfolgt meist anhand der Technologien durch die die Schweißenergie bereitgestellt werden (Tabelle 2.2). Im Vergleich zu einstufigen Verfahren erfolgt das Einbringen der Wärme

bei zweistufigen Verfahren separat in einem vorgelagerten Prozessschritt. Die Prozessschritte des Druckaufbringens, der intermolekularen Diffusion sowie des Kühlens erfolgen gemeinsam nachgelagert.

Tabelle 2.2: Übersicht der Schweißverfahren, deren Eignung speziell für das Verschweißen von thermoplastischen FKV untersucht wurde, gegliedert nach der zwecks Erwärmung zugeführten Energieform (nach [12, 13])

	Verfahren	Wärmeeinbringung	Erwärmungs-bereich	ein-oder zweistufig	Quellen
Mechanisch	Rotationsreib-, Vibrations-, Ultraschall-schweißen	mechanische Energie wird durch Reibungs-arbeit in Wärme umge-wandelt	lokal in der Fügezone	einstufiges Verfahren	[12, 13, 16]
Elektromagnetisch	Induktions-, Mikrowellen-, Hochfrequenz-schweißen	Magnetfeld führt zur intrinsischen Erwär-mung des Laminats, frequenzabhängige Er-wärmungsmechanis-men (s. Kapitel 2.3.2)	volumetrisch in den Fügeteilen im Schweiß-bereich	einstufiges Verfahren	[16, 78]
	Widerstands schweißen	Elektrische Energie wird durch OHM'sche Verluste in einem Heizelement in Wärme dissipiert	lokal in der Fügezone	einstufiges Verfahren	
Thermisch	Heizelement-schweißen	Wärmeleitung	lokal in der Fügezone	zweistufiges Verfahren	[12, 13, 16, 17]
	Heißgas-schweißen	erzwungene Konvek-tion in Verbindung mit einem Schweißzusatz-material			
	Extrusions-schweißen	aufgeschmolzenes Po-lymer wird auf eines oder auf beide der Fügeteile extrudiert			
	Strahlungs-schweißen	Wärmestrahlung			
	Co-Konsolidieren	freie oder erzwungene Konvektion im Auto-klaven oder durch Wärmeleitung in einer Heißpresse	Fügeteile wer-den komplett aufgeschmol-zen	einstufiges Verfahren	

Neben dem Induktionsschweißen werden das Ultraschall- und das Widerstands-schweißen als vielversprechendste Verfahren zum Fügen von kontinuierlich faserver-stärkten Thermoplasten angesehen [11, 14, 17]. Vorteilhaft werden bei diesen drei Verfahren insbesondere die gezielte lokale Wärmeeinbringung in der Fügezone sowie die kurzen Zykluszeiten angesehen [17].

2.2.3 Ultraschallweißen

Beim Ultraschallschweißen von thermoplastischen FKV werden mechanische Schwingungen orthogonal zur Fügeebene durch eine sog. Sonotrode ins Bauteil eingebracht [16, 79, 80]. Aufgrund des viskoelastischen Materialverhaltens der Matrix wird ein Teil der eingebrachten Energie in Wärme dissipiert [81]. Die für die Erwärmung verantwortlichen mechanischen Schwingungen liegen in einem Frequenzbereich zwischen 20 bis 50 kHz [12, 79] und weisen typischerweise Amplituden von 10 bis 250 µm [79] auf. Zur Konzentration der Wärmegenerierung innerhalb der Fügezone werden Energierichtungsgeber (ERG) benötigt. Als ERG können ausgeprägte Rauheitsspitzen der Fügeteiloberfläche dienen [12, 14], allerdings werden zwecks Robustheit und Reproduzierbarkeit des Prozesses meist ERG aus thermoplastischen Material an die Fügeteile angespritzt [79]. Diese ERG weisen halbrunde, drei- oder viereckige ERG-Geometrien auf [81–83]. Speziell für thermoplastische FKV können zudem als ERG Folien [84–87] sowie Gewebe [88] aus reinem Polymer in der Fügezone platziert werden.

Das Ultraschallschweißen kann je nach Anforderung als statischer, sequentieller oder kontinuierlicher Prozess gestaltet werden [79, 89–91]. Beim sequentiellen Ultraschallschweißen werden einzelne Schweißpunkte sukzessive statisch geschweißt. Beim kontinuierlichen Ultraschallschweißen wird die Sonotrode entlang der Schweißnaht geführt, wodurch eine zusammenhängende und mediendichte Schweißnaht entsteht. Durch die Verwendung eines 0,2 mm dicken Polymergewebes als ERG konnten in [88] mittels kontinuierlichen Ultraschallschweißens bei einer Schweißgeschwindigkeit von 2100 mm/min CF-PPS Laminate verschweißt werden, die eine Zug-Scher-Festigkeit (bestimmt in Anlehnung an ASTM D1002-10) von 30 ± 1,7 MPa erreichen sowie eine homogene Schweißnahtqualität aufweisen.

Das Ultraschallschweißen verfügt über ein großes Automatisierungspotential [12, 92]. Ebenfalls bietet das Verfahren mehrere Möglichkeiten zur in-situ Qualitätssicherung [14, 79, 81, 84, 90, 93]. Zudem weist das Ultraschallschweißen einen hohen Grad an Flexibilität hinsichtlich unterschiedlicher Materialien der Fügepartner auf [94–99]. Das Ultraschallschweißen findet bereits industrielle Anwendung zum Schweißen von strukturellen thermoplastischen FKV [6]. Als nachteilig wird beim Ultraschallschweißen die

Notwendigkeit der Einbringung der ERG [79] sowie die Gefahr der Faserumorientierung aufgrund von Verformungs- bzw. Fließvorgängen im Bereich der ERG angesehen [17].

2.2.4 Widerstandsschweißen

Beim Widerstandsschweißen wird ein Heizelement in der Fügezone zwischen den Fügeteilen platziert und mit Strom beaufschlagt [100, 101] (Abbildung 2.8 a)). Gleichzeitig wird ein Druck aufgebracht. Das Widerstandsschweißen von thermoplastischen FKV wird typischerweise mit Gleichstrom durchgeführt [52].

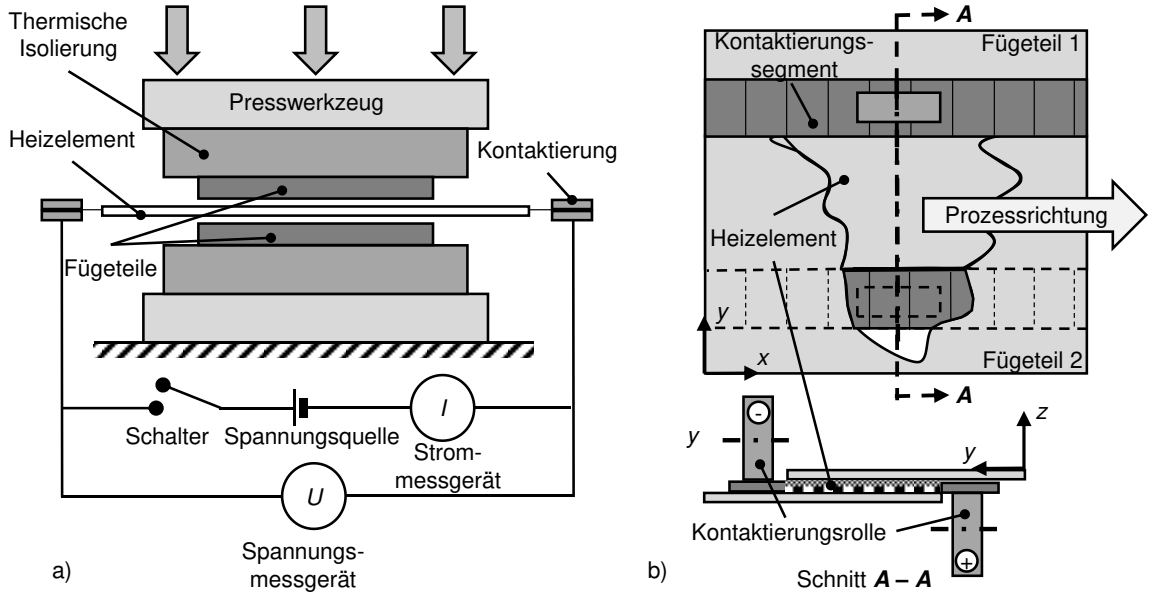


Abbildung 2.8: Schematische Darstellung des diskontinuierlichen Widerstandsscheißens (a)) nach [102]) und des kontinuierlichen Widerstandsschweißen (b)) nach [103])

Wesentlichen Einfluss auf den Schweißprozess und somit auf die Schweißqualität hat das Heizelement. Typischerweise wird als Heizelement eine Gitterstruktur aus rostfreiem Stahl [54, 101, 103–107] oder eine textile Verstärkungsstruktur aus CF [54, 100, 108–110] verwendet. Das Heizelement muss eine ausreichende adhäsive Anhaftung der Matrix gewährleisten. Da das Heizelement nach dem Verschweißen in der Fügezone verbleibt, muss es ebenfalls kompatibel zu den Bestandteilen des Laminats der Fügeteile sein [12, 14].

Generell besteht die Gefahr, dass es infolge eines Randeffekts im Heizelement im Bereich der Kontaktierung zu Temperaturüberhöhungen kommt [100, 101, 108, 109, 111]. Dieser Randeffekt wird durch das Fließen von Kriechströmen in die Fügeteile

hervorgerufen [109]. Durch den Randeffekt und den dadurch resultierenden Temperaturgradienten ist die Länge einer Schweißung begrenzt, die mit einem durchgehenden Heizelement geschweißt werden kann [109].

Neben dem konventionellen kontinuierlichen Bestromen des Heizelements ist eine gepulste Bestromung möglich. Bei diesem sogenannten Impuls-Widerstandsschweißen können durch das kurzeitige Aussetzen der Erwärmung Temperaturmaxima durch Wärmeleitung in die Fügeteile abgebaut werden [112, 113]. Zum Schweißen von länglichen Schweißnähten wurde das sequentielle Widerstandsschweißen entwickelt [114, 115]. Hierfür werden mehrere Heizelemente nacheinander quer zur Schweißnaht ausgerichtet und sequentiell kontaktiert. Eine Weiterentwicklung hierzu stellt das kontinuierliche Widerstandsschweißen dar [103, 106]. Bei dieser Verfahrensvariante wird ein durchgängiges Heizelement verwendet, das über einzelne voneinander isolierten und in zwei Reihen parallel zur Schweißnaht angeordnete Kontaktierungen bestromt wird (Abbildung 2.8 b)). Die Kontaktierung der einzelnen Kontakte einer jeden Reihe erfolgt mittels einer Rolle, die an der Spannungsquelle angeschlossen ist. Trotz der relativ kurzen Strecke über die der Strom im Heizelement fließt, ergeben sich relativ große Temperaturunterschiede quer zur Schweißnaht [106]. In [103] wurde bei Vorschubgeschwindigkeiten von 76,2 mm/min und 51 mm/min ein Temperaturunterschied von ca. 180 K quer zur Prozessrichtung gemessen. Ein weiterer Nachteil sowohl beim kontinuierlichem als auch beim sequentiellen Widerstandsschweißen besteht darin, dass die Kontaktierung beidseitig quer zur Fügenaht erfolgen muss. Dies schränkt die Geometrien und Abmessungen der zu schweißenden Strukturen ein.

Vorteilhaft sind beim Widerstandschweißen die geringen Anlagen- und Werkzeugkosten anzusehen [54]. Ein weiterer Vorteil liegt in der Möglichkeit, durch erneutes bestromen des Heizelements detektierte Schweißfehler auszubessern [109] oder die Verbindung wieder zu lösen. Das Widerstandschweißen findet ebenfalls in der Industrie bereits Anwendung zum Verschweißen von thermoplastischen FKV [6]. Zudem kann das Widerstandsschweißen zum stoffschlüssigen Fügen von thermoplastischen FKV mit Metallen [116] und duroplastischen FKV [116, 117] verwendet werden.

2.2.5 Induktionsschweißen

Beim Induktionsschweißen von thermoplastischen FKV wird die zum Aufschmelzen der Matrix benötigte Energie mittels elektromagnetischer Induktion zugeführt. Diese

Energie wird schnell und volumetrisch in den Fügeteilen in Wärme dissipiert. Da die Energieeinbringung kontaktlos erfolgt, ist die Erwärmung unabhängig von der Oberflächenbeschaffenheit der Fügeteile [18]. Neben dem stoffschlüssigen Fügen von thermoplastischen FKV eignet sich das Induktionsschweißen ebenfalls zum Fügen von FKV mit duroplastischer Matrix mittels einer funktionalen Schicht [99, 118] sowie zum Fügen von FKV mit metallischen Fügepartnern [119–121]. Generell werden zum Induktionsschweißen von thermoplastischen CFK ein Induktionsgenerator, ein Endeffektor mit Induktor, ein Wärmeüberträger zum Kühlen des Induktors sowie Einspannwerkzeuge zum Fixieren und Positionieren der Fügeteile benötigt [15, 24]. Die Frequenzen, die typischerweise für das Induktionsschweißen verwendet werden, liegen im Bereich zwischen 200 kHz und 1.000 kHz [21].

Sofern das FKV-Laminat keine elektrisch leitfähigen Fasern enthält oder die elektrisch leitfähigen Fasern im Laminat keine geschlossenen Leiterschlaufen bilden (bspw. FKV-Laminat mit unidirektionaler (UD) CF-Verstärkung) müssen sog. Suszeptoren in die Fügezone eingebracht werden [15, 18]. Suszeptoren sind typischerweise metallische Gitterstrukturen [18]. Sie können jedoch auch die Form eines Pulvers oder einer Folie aufweisen, die über eine gewisse elektrische Leitfähigkeit verfügen oder magnetische Partikel beinhalten [18]. Die induktive Erwärmung von magnetischen Materialien basiert auf Hystereseverlusten infolge der Ausrichtung der Elementarteilchen entsprechend dem hochfrequent alternierenden Magnetfeld [18]. Analog zu den Heizelementen beim Widerstandsschweißen kann die Wärme gezielt in der Fügezone eingebracht werden. Ebenfalls verbleiben die Suszeptoren nach dem Schweißen in der Fügezone und stellen dadurch Zusatzgewichte dar. Daher muss bei der Auswahl des Suszeptors auf Kompatibilität zu den Fügeteilen geachtet werden.

Beim Induktionsschweißen stehen unterschiedliche Verfahrensvarianten zur Verfügung:

Diskontinuierliches Induktionsschweißen

Das diskontinuierliche Induktionsschweißen ist ein ein-stufiges oder zwei-stufiges Fügeverfahren, das sowohl zum Schweißen von thermoplastischen FKV [18, 122–124] als auch zum Fügen von FKV-Metall-Strukturen verwendet wird [125]. Bei der einstufigen Prozessvariante ist der Induktor in ein Presswerkzeug integriert, sodass die benötigte Energie bei gleichzeitigem Aufbringen eines Drucks induktiv in die Fügeteile

eingebracht werden kann (Abbildung 2.9 a)). Das Presswerkzeug sowie die Druckplatte bestehen aus einem induktiv nicht erwärmbaren Material. Alternativ kann der Druck durch einen Vakuumaufbau erzeugt werden [126].

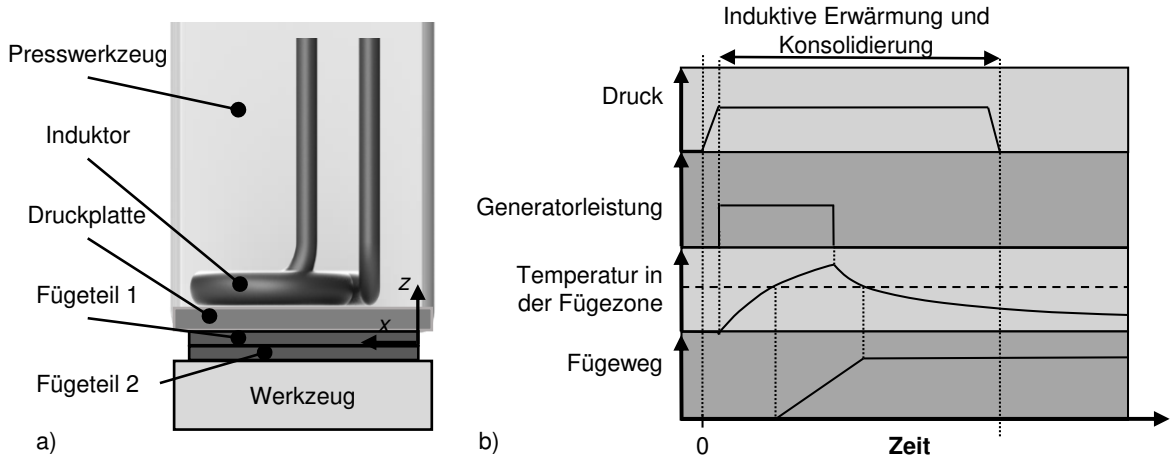


Abbildung 2.9: Schematische Darstellung des diskontinuierlichen Induktionsschweißens (a)) sowie des zeitlichen Verlaufs der wesentlichen Prozessparameter (b)) nach [18, 121, 125]

Die Prozessführung sieht vor, dass nachdem die beiden Fügeteile im Werkzeug positioniert wurden, das Presswerkzeug schließt (Abbildung 2.9 b)). Über die Druckplatte wird der Druck appliziert. Anschließend wird mittels Induktionsgenerator eine definierte elektrische Leistung über den Induktor in die Fügeteile eingebracht. Dies führt zu einem Erwärmen der Fügeteile und einem Aufschmelzen der thermoplastischen Matrix. Infolge des Aufschmelzens der Matrix in Verbindung mit der Druckapplikation gleichen sich die beiden Fügeflächen an und es kommt zum Squeeze-Out der Matrix. Hierdurch ergibt sich eine Dickenänderung im Fügebereich, die als Fügeweg messtechnisch erfasst werden kann. Sobald in der Fügezone eine Zieltemperatur erreicht wurde, wird die Leistungszufuhr gestoppt. Unter Aufrechterhaltung des Drucks wird der Fügebereich anschließend gekühlt. Da die Matrix zu Beginn des Kühlens noch fließfähig ist, steigt der Fügeweg bis zum vollständigen Erstarren der thermoplastischen Matrix weiter an. Sobald die Temperatur im Fügebereich bei teilkristallinen Thermoplasten unter die Rekristallisations- bzw. bei amorphen Thermoplasten unter die Glasübergangstemperatur der Matrix gesunken ist, wird das Presswerkzeug geöffnet und die gefügte Struktur entnommen. Zur Qualitätssicherung kann der zeitliche Verlauf der Temperatur in der Fügezone sowie der zeitliche Verlauf des Fügewegs herangezogen werden.

Kontinuierliches Induktionsschweißen

Die Verfahrensvariante des kontinuierlichen Induktionsschweißens sieht die fortschreitende Erwärmung des Fügebereichs vor. Hierfür wird eine Relativbewegung zwischen Induktor und den Fügeteilen erzeugt. RUDOLF et al. [20, 29, 127] entwickelten einen kontinuierlichen Induktionsschweißprozess bei dem die Konsolidierung ebenfalls sukzessive erfolgt, indem eine Konsolidierungsrolle dem Induktor nachgeführt wird (Abbildung 2.10).

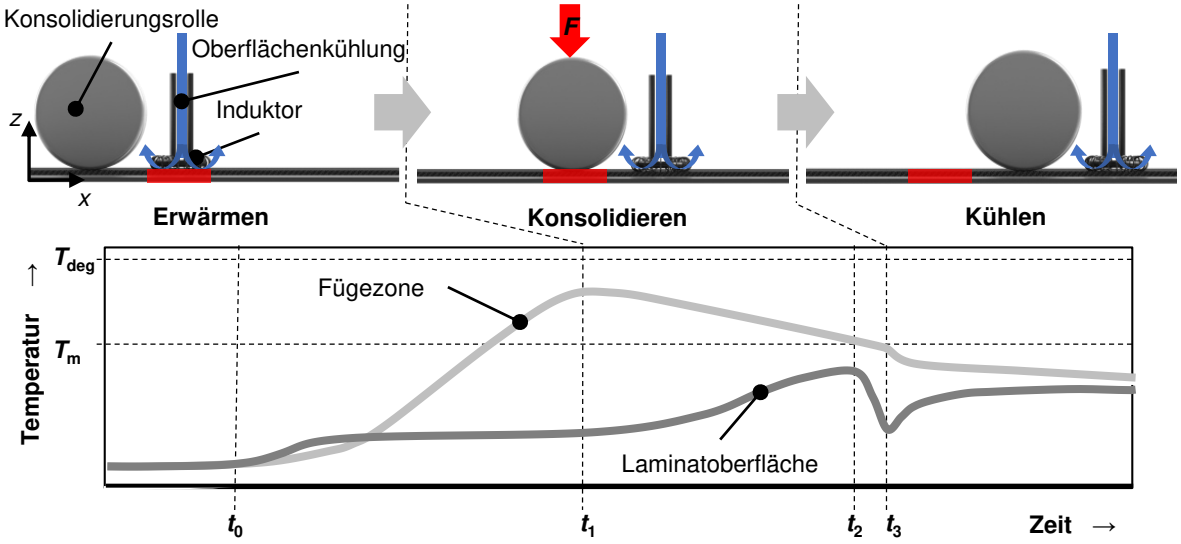


Abbildung 2.10: Prozessablauf des kontinuierlichen Induktionsschweißens mit kontinuierlicher Konsolidierung und Oberflächenkühlung sowie der daraus resultierende zeitliche Temperaturverlauf in der Fügezone und an der Laminatoberfläche, nach [20, 30]

Der zeitliche Temperaturverlauf an der Laminatoberfläche und in der Fügezone können für diesen Prozess in vier Phasen gegliedert werden [20, 29]:

1. Phase: ($t_0 - t_1$) Induktive Erwärmung bis in der Fügezone eine Temperatur zwischen Schmelz- (T_m) und der Degradationstemperatur (T_{deg}) der Matrix vorliegt. Die Laminatoberfläche soll hingegen nicht aufschmelzen. Um dies zu verhindern, wurde eine Oberflächenkühlung mittels Druckluft entwickelt und prozesstechnisch implementiert [26, 128].

2. Phase: ($t_1 - t_2$) Abkühlen des Laminats aufgrund von Wärmeleitung in Laminatbereiche mit niedrigerer Temperatur und in die Einspannwerkzeuge sowie aufgrund von freier Konvektion an der Umgebungsatmosphäre. Die Temperatur in der Fügezone darf nicht unter die Schmelztemperatur der Matrix sinken.

3. Phase: ($t_2 - t_3$) Druckapplikation mittels Konsolidierungsrolle. Hieraus resultiert an der Laminatoberfläche ein signifikanter Temperatureinbruch infolge von Wärmeleitung im Kontaktbereich der Rolle. Während der Konsolidierung muss das in Dickenrichtung des Laminats vorliegende Temperaturmaximum, unter die Schmelztemperatur der Matrix sinken.

4. Phase: (ab t_3) Kurzzeitiger Anstieg der Temperatur an der Laminatoberfläche durch Wärmeleitung aus dem umliegenden Laminatbereich. Danach nimmt sie bis Erreichen der Umgebungstemperatur stetig ab. In der Fügezone sinkt die Temperatur stetig bis Umgebungstemperatur erreicht ist.

Basierend auf einer Effektanalyse postulieren FORSTNER et al. [129] für die 1. Phase des Prozesses, dass der Kopplungsabstand gefolgt von der Leistung des Induktionsgenerators sowie der Prozessgeschwindigkeit den größten Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit haben.

Vorteilhaft an dem kontinuierlichen Induktionsschweißprozess mit kontinuierlicher Konsolidierung ist der dafür notwendige geringe Invest sowie die hohe Flexibilität hinsichtlich der zu schweißenden Geometrien. Außerdem können Geometrien verschweißt werden, die einen hohen Komplexitätsgrad aufweisen [20, 29, 127].

Eine Adaption des kontinuierlichen Induktionsschweißens mit kontinuierlicher Konsolidierung sieht das Platzieren eines am Endeffektor befestigten Suszeptorblechs in der Fügezone unter dem Induktor vor, das in Prozessrichtung mitgeführt wird (Abbildung 2.11 a)) [130, 131]. Da das Suszeptorblech nicht in der Fügezone verbleibt, entfallen die suszeptorbedingten Nachteile. Der Vorteil der schnellen, lokalen sowie laminatunabhängigen Erwärmung der Fügezone kann jedoch genutzt werden.

Eine weitere Verfahrensvariante des kontinuierlichen Induktionsschweißen sieht anstelle einer kontinuierlichen Konsolidierung eine statische Konsolidierung vor [22, 24, 132]. Hierfür wird über die gesamte Fügefläche ein Konsolidierungsdruck aufgebracht und während des gesamten Schweißprozesses aufrechterhalten (Abbildung 2.11 b)). Das Konsolidierungswerkzeug muss zwischen Induktor und Fügeteil transparent für elektromagnetische Felder sein sowie zwecks Kühlung eine hohe Wärmeleitfähigkeit aufweisen [132]. Diese Verfahrensvariante wird für die Montage des Höhen- und Seitenruders der Gulfstream G650 [22] sowie der Dassault 5X [24] verwendet. Mit dieser

Verfahrensvariante kann eine maximale Schweißgeschwindigkeit von 1000 mm/min erreicht werden [133].

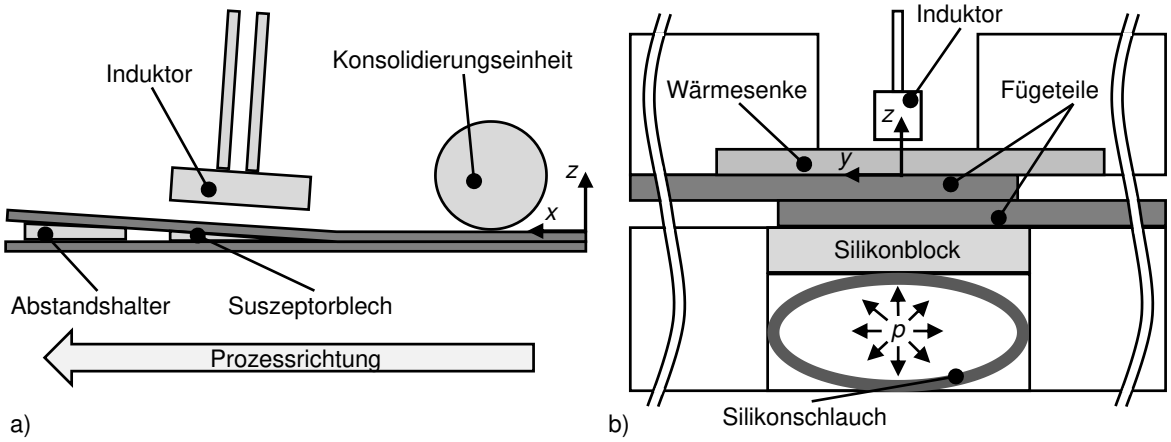


Abbildung 2.11: Verfahrensvarianten des kontinuierlichen Induktionsschweißens mit kontinuierlicher Konsolidierung und mitgeführtem Suszeptorblech (a)), nach [130, 131]) sowie mit stationärer Konsolidierung (b)) nach [24])

Zur Prozessregelung wurde in [129, 134, 135] für die Verfahrensvariante mit kontinuierlicher Konsolidierung die in Prozessrichtung hinter dem Induktor gemessene Oberflächentemperatur als Regelgröße verwendet. Ein weiterer Ansatz zur Regelung der Leistung des Induktionsgenerators wird in [136] beschrieben. Basierend auf einer zuvor ermittelten Ansprechkurve wird die Leistung für den eigentlichen Schweißvorgang positionsabhängig entlang der Schweißnaht geregelt.

2.3 Induktionserwärmung von thermoplastischen CFK

2.3.1 Grundlagen der induktiven Erwärmung

Die induktive Energieübertragung erfolgt nach dem Transformatorprinzip [15]. Der Induktor ist die Primärspule und das Fügeteil die Sekundärspule. Die daran beteiligten grundlegenden Mechanismen können durch die vier Maxwell'schen Gleichungen [137] beschrieben werden [25]. Die 1. MAXWELL'sche Gleichung, das Durchflutungsgesetz, besagt, dass ein Leiter mit dem Querschnitt $\boldsymbol{A}$ in dem die Stromdichte $\boldsymbol{J}$ bzw. die Verschiebungsstromdichte $\partial \boldsymbol{D}/\partial t$ vorliegt, ein Magnetfeld erzeugt, das mit der Magnetfeldstärke $\boldsymbol{H}$ entlang des geschlossenen Kurvenintegrals über d$\boldsymbol{s}$ vorliegt (Glg. 2.10) [43]. Das Kurvenintegral über d$\boldsymbol{s}$ beschreibt die Feldlinien des Magnetfelds.

$$\oint \vec{H} * d\vec{s} = \iint \left(\vec{J} + \frac{\partial \vec{D}}{\partial t} \right) * d\vec{A} \qquad 2.10$$

DAS BIOT-SAVART-Gesetz stellt eine vereinfachte Form des Durchflutungsgesetzes für den Fall einer Induktionsspule mit mehreren Windungen dar, die vom Strom *i* durchflossen wird (Glg. 2.11) [138]. Hierbei wird der geschlossene Umfang der Induktionsspule durch das geschlossene Kurvenintegral über d***s*** dargestellt.

$$\vec{H} = \frac{i}{4\pi} \oint \frac{\mathrm{d}\vec{s} \times \vec{r}}{r^3} \qquad 2.11$$

Das BIOT-SAVART-Gesetz zeigt, dass der Abstand *r* einen umgekehrt exponentiellen Einfluss auf die Magnetfeldstärke hat. Dies ist der Grund für den durch die induktive Erwärmung im Laminat hervorgerufenen Temperaturgradienten.

Die 2. MAXWELL'sche Gleichung, das Induktionsgesetz, beschreibt die Induktion einer Spannung infolge der Änderung der magnetischen Flussdichte ***B*** (Ruheinduktion) sowie durch die Bewegung eines Leiters durch das Magnetfeld (Bewegungsinduktion) [43]. Bei der induktiven Erwärmung ist die Ursache der Spannungsinduzierung die zeitliche Änderung des magnetischen Flusses Φ_B (Ruheinduktion), sodass das Induktionsgesetz zu Gleichung 2.12 vereinfacht werden kann.

$$\oint \vec{E} * d\vec{s} = -\iint \frac{\partial \vec{B}}{\partial t} * d\vec{A} = -\frac{d\Phi_B}{dt} \qquad 2.12$$

Die elektrische Feldstärke ***E*** entlang dem geschlossenen Kurvenintegral über d***s*** beschreibt die induzierte Spannung u_i, die durch eine sinusförmigen Verlauf mit der Spannungsamplitude $\hat{U}$ und der Kreisfrequenz ω beschrieben wird (Glg. 2.13) [43].

$$u_\mathrm{i} = \hat{U} * \sin(\omega * t) = \oint \vec{E} * d\vec{s} \qquad 2.13$$

Die induzierte Spannung u_i ruft in elektrisch leitfähigen, isotropen, homogenen Materialien Wirbelströme hervor. Deren Stromstärke i_{gesamt} berechnet sich unter Berücksichtigung des Gesamtwiderstands R_{gesamt} der entsprechenden Leiterschleifen nach dem OHM'schen Gesetz. Der durch elektrische Verluste im Material generierte Wärmestrom $\dot{Q}$ berechnet sich dementsprechend nach Gleichung 2.14.

$$\dot{Q} = u_i * i_{\mathrm{gesamt}} = i^2_{\mathrm{gesamt}} * R_{\mathrm{gesamt}} \qquad 2.14$$

Randeffekt

Befindet sich der Induktor über einem Laminat mit unendlichen Abmessungen, so richtet sich in der Laminatebene die Verteilung der Stromdichte und somit die Temperaturverteilung nach der Geometrie des Induktors (Abbildung 2.12) [19, 139]. Überragt der Induktor jedoch den Rand eines Laminats können die induzierten Wirbelströme

den Feldlinien des Magnetfelds nicht mehr folgen. Um einen geschlossenen Stromkreis zu bilden, müssen die Wirbelströme hochkonzentriert entlang des Laminatrands fließen. Aufgrund der erhöhten Stromdichte entsteht entlang des Laminatrands mehr Wärme als in dem Bereich, in dem die Wirbelströme ungestört fließen können [139]. Die Folge ist ein ausgeprägtes lokales Temperaturmaximum am Laminatrand, das zu thermischen Degradation führen kann. Ebenfalls sinkt die in das Laminat induzierte Gesamtleistung, da sich der Gesamtwiderstand der Leiterschlaufe erhöht. Wird der Induktor weiter über den Rand des Laminats hinausbewegt, liegt irgendwann kein geschlossener Stromkreis mehr vor. Obwohl das Laminat teilweise dem Magnetfeld des Induktors ausgesetzt ist, kommt es zu keiner Erwärmung des Laminats. Um den Edge-Effekt zu vermeiden, kann diesbezüglich die Induktorgeometrie optimiert werden [20, 140].

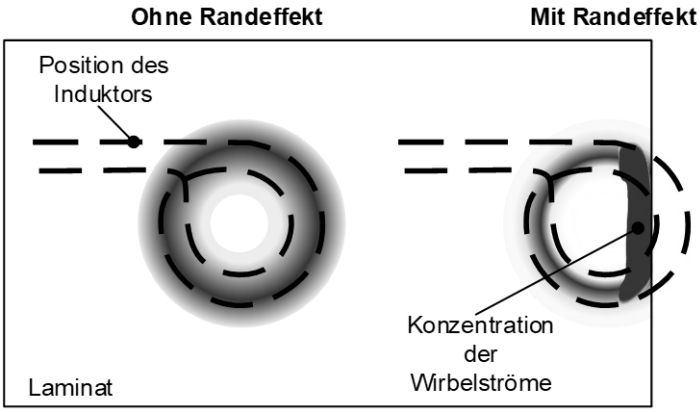


Abbildung 2.12: Schematische Darstellung der Temperaturverteilung auf der Laminatoberfläche infolge des induktiven Aufheizens: links ohne und rechts mit Randeffekt

Skin-Effekt

Fließt ein Gleichstrom oder ein niederfrequenter Wechselstrom durch einen kreisrunden Leiter, so verteilt sich der Strom gleichmäßig über dessen Querschnitt [25]. Wird hingegen dieser Leiter von hochfrequenten Wirbelströmen durchflossen, stellt sich eine inhomogene Verteilung der Stromdichte über dem Querschnitt ein (Abbildung 2.13). Das Maximum der Stromdichte liegt am äußeren Rand des Leiters und nimmt zur Mitte des Leiters hin ab [141]. Aufgrund des verringerten bestromten Leiterquerschnitts erhöht sich der OHM'sche Widerstand [142–144]. Die für den Stromfluss verantwortlichen elektrischen Wechselfelder werden durch den geringen spezifischen Widerstands ρ_{el} des Leiters mit zunehmender Eindringdicke stärker gedämpft.

Der Skin-Effekt wird durch die Leitschichtdicke h_{skin} charakterisiert (Glg. 2.15) [143]. Sie gibt in Abhängigkeit des spezifischen Widerstands des Leiters ρ_{el}, der Frequenz f sowie der magnetischen Permeabilität μ die Eindringtiefe an, in der die Stromdichte auf das 1/e-fache des Maximalwertes abgefallen ist. Da die Leistung quadratisch von der Stromstärke abhängt, sinkt die Leistungsdichte bei der Eindringtiefe h_{skin} auf das $1/e^2$-fache des am Leiterrand vorliegenden Werts ab. [25, 145]

$$h_{\mathrm{skin}} = \sqrt{\frac{\rho_{\mathrm{el}}}{\pi * f * \mu}} \qquad 2.15$$

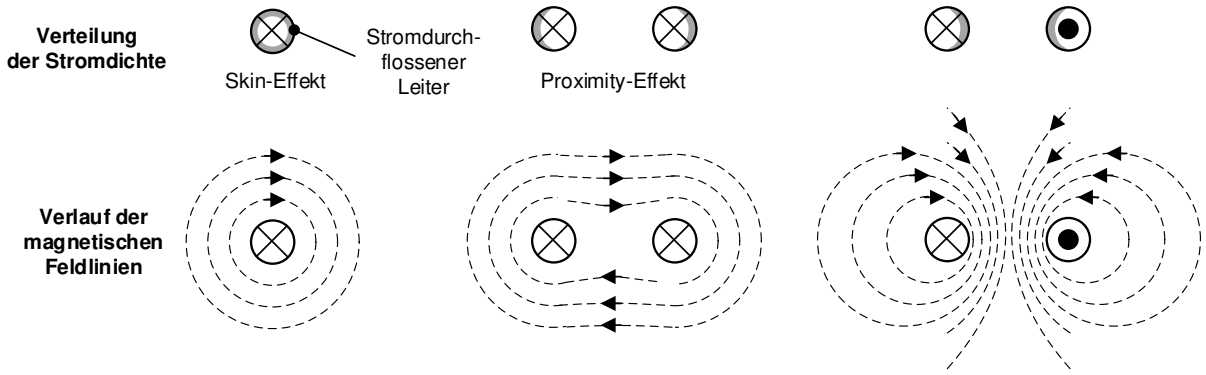


Abbildung 2.13: Verteilung der Stromdichte (oben, in grau gekennzeichnet) sowie Verlauf der magnetischen Feldlinie (unten) von elektrischen Leitern, die von einem hochfrequenten Wechselstrom durchflossen werden, nach [25]

Der Skin-Effekt wird in mehreren Studien als ein Grund für den über die Laminatdicke vorliegenden Temperaturgradienten angesehen [15, 30, 31, 146, 147]. In [31, 148, 149] wurde die Leitschichtdicke basierend auf einer verschmierten Laminatleitfähigkeit berechnet. Hierbei wurde das Laminat als homogener Leiter betrachtet.

Zur Vermeidung des Skin-Effekts werden in der Hochfrequenztechnik von 50 kHz bis 5 MHz keine Leiter aus Vollmaterial, sondern feindrahtige Litzenleiter eingesetzt [142, 150]. Hierbei sind die einzelnen Drähte voneinander isoliert. Ein im Laminat eingebetteter Roving stellt idealisiert ebenfalls einen Litzenleiter dar, bei dem die Filamente voneinander durch das dielektrische Matrixpolymer isoliert sind. Wird zudem die im Vergleich zu Metallen geringere Leitfähigkeit der CF berücksichtigt, hat der Skin-Effekt innerhalb des Laminats keinen Einfluss auf dessen Temperaturverteilung.

Der Skin-Effekt hat jedoch einen Einfluss auf die Stromdichteverteilung über dem Querschnitt der Induktionsspule und somit auf deren Impedanz [25, 151, 152]. Die Impedanz der Spule hat wiederum einen Einfluss auf Energieeffizienz der Erwärmung.

Proximity-Effekt

Der Proximity-Effekt tritt bei eng benachbarten elektrischen Leitern auf, die von einem hochfrequenten Wechselstrom durchflossen werden [25]. Typischerweise tritt dieser Effekt zwischen den Windungen einer Induktionsspule auf. Die Magnetfelder, die von den einzelnen Leitern emittiert werden, beeinflussen sich gegenseitig (Abbildung 2.13). Je nachdem ob der Stromfluss in den benachbarten Leitern gleich- oder entgegengesetzt verläuft, verstärken sich die Magnetfelder gegenseitig bzw. löschen sich gegenseitig aus. Beeinflusst durch das resultierende Magnetfeld kommt es zu einer Verschiebung der Stromdichte in den Leitern nach außen bzw. nach innen. Durch die lokal erhöhte Stromdichte erhöhen sich die OHM'schen Verluste in den Leitern. Die Prozesseffizienz sinkt.

Rechnerisch konnte durch eine Betrachtung auf Filamentebene bei einer Frequenz von 100 MHz bewiesen werden, dass auftretende Skin- und Proximity-Effekte keinen Einfluss auf die resultierende elektrische Leitfähigkeit und somit keinen Einfluss auf Temperaturverteilung haben [153]. Daher können diese Effekte auch bei Frequenzen unter 100 MHz vernachlässigt werden.

2.3.2 Erwärmungsmechanismen bei CFK-Laminaten

Voraussetzung für die Induktion von Wirbelströmen in CFK-Laminaten und somit für deren induktive Erwärmung ist das Vorhandensein von geschlossenen Leiterschleifen im Laminat [28, 29]. Anders als Quellströme sind Wirbelströme in sich geschlossen und haben daher keinen Anfang und kein Ende. MILLER et al. [139] zeigen, dass CFK-Laminate aus APC-2-UD-Tapes mit einem Kreuzverbund mittels Induktion erwärmt werden können und dass sich das Aufheizmuster aus den elektrisch leitfähigen Pfaden der einzelnen Lagen ergibt. Eine einzelne CF-UD-Lage kann jedoch nicht induktiv erwärmt werden. Im Gegensatz zu der einzelnen UD-Lage sind im Kreuzverbund geschlossene Leiterschleifen vorhanden, sofern eine ausreichende elektrische Kontaktierung zwischen den beiden unterschiedlich orientierten Lagen besteht [154, 155].

Kommt es zu einem Fließen der Wirbelströme, werden diese innerhalb der Leiterschlaufe in Folge von drei Mechanismen in Wärme dissipiert [19, 156, 157]. Basierend auf diesen drei Erwärmungsmechanismen kann die induktive Erwärmung eines CFK-Organoblechs erklärt werden. Die drei Mechanismen können zwei Wirkungsorten im

Laminat zugeordnet werden (Abbildung 2.14). Der erste Mechanismus, die JOULE'sche Erwärmung, tritt entlang der stromdurchflossenen CF auf. Die beiden anderen Mechanismen, die Erwärmung durch Kontaktwiderstände sowie die Erwärmung durch kapazitive Verluste, treten an Kreuzungspunkten von unterschiedlich orientierten CF auf.

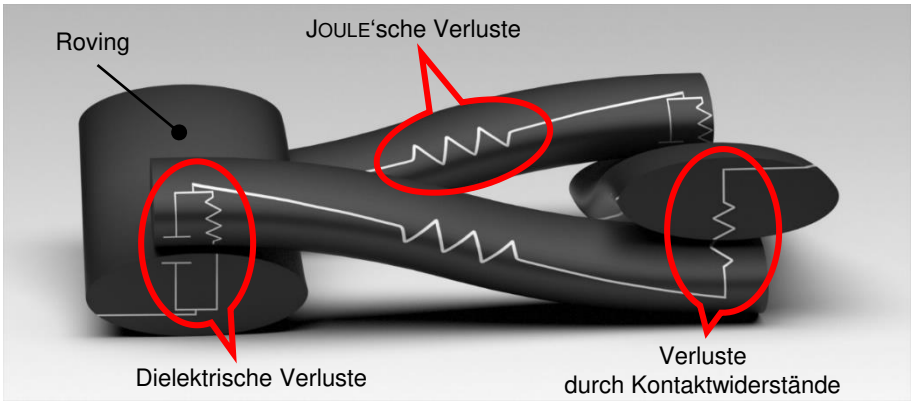


Abbildung 2.14: Die drei wesentlichen Aufheizmechanismen beim induktiven Erwärmen von CFK am Beispiel einer Einheitszelle eines Leinwandgewebes bestehend aus vier Rovings

JOULE'sche Erwärmung in den CF

Gemäß dem Stromwärmegesetz erwärmt sich ein stromdurchflossener Leiter aufgrund seines immanenten Widerstands. Bei der induktiven Erwärmung von CFK-Laminaten wird Wärme generiert, wenn die induzierten Wirbelströme durch die elektrisch leitfähigen CF fließen [15, 19]. Der elektrische Widerstand der CF R_{CF} ist abhängig von ihrem spezifischen Widerstand $\rho_{el,CF}$, ihrer Bestromungslänge l_{CF} sowie ihrer Querschnittsfläche A_{CF} (Glg. 2.16).

$$R_{CF} = \rho_{el,CF} \frac{l_{CF}}{A_{CF}} \qquad 2.16$$

Mehrere Studien [29, 127, 139, 140] sehen die JOULE'sche Erwärmung als den bei der Induktionserwärmung von CFK dominanten Aufheizmechanismus an.

Erwärmung durch Kontaktwiderständen an CF-Kreuzungspunkten

Um den Stromkreis zu schließen, müssen Ströme in ebenen Laminaten an Kreuzungspunkten von einer CF in eine anders orientierte CF fließen. Dies erfolgt über einen physischen Kontakt, der als elektrischer Widerstand wirkt und dementsprechend zu elektrischen Verlusten führt. Im Fall von Laminaten aus CF-Verstärkungstextilien treten diese Kreuzungspunkte innerhalb einer textilen Verstärkungslage (intralaminar) und zwischen den einzelnen Verstärkungslagen (interlaminar) auf [15, 19, 28]. Der

Kontaktwiderstand R_{jc} kann experimentell mittels der in [19] beschriebenen Versuchsanordnung bestimmt werden. Er ist hauptsächlich abhängig von der Kontaktfläche zwischen den sich kreuzenden CF $A_{kontakt}$ und des spezifischen Kontaktwiderstands $\rho_{el,c}$ (Glg. 10.1) [155, 158, 159]. Erstere ist wiederum abhängig vom Kompaktierungsdruck und folglich vom FVG. Zusätzlich konnte bei textilverstärkten CFK-Laminaten eine Abhängigkeit des Textiltyps nachgewiesen werden [19, 29, 127, 156, 160, 161].

$$R_{\mathrm{jc}} = \frac{\rho_{\mathrm{el,c}}}{A_{\mathrm{kontakt}}} \qquad 2.17$$

Der spezifische Kontaktwiderstand $\rho_{el,c}$ wurde für unterschiedliche CFK-Materialien bestimmt (Tabelle 2.3). Trotz der unterschiedlichen Materialien liegen die Werte in einer Größenordnung von 10^{-5} Ω*m².

Tabelle 2.3: Literaturwerte für den spezifischen Kontaktwiderstand von CF unter Berücksichtigung der untersuchten Materialien und der für die Bestimmung verwendeten Randbedingungen, sofern diese in der Quelle angegeben wurde

Material und Randbedingungen	Spezifischer Kontaktwiderstand $\rho_{el,c}$	Quelle
AS4/PEEK, 2 einzelne CF-Filamente gekreuzt, Kontaktdruck entspricht einem FVG von φ = 60 %	4,9 x10^{-5} Ω*m²	[19]
CF/Epoxy USN12500, "gel content" 0.33 %[1], Kreuzverbund	3,52 x 10^{-5} Ω*m²	[155]
Fortafil 555/Cape C2002 Epoxy, Konsolidierungsdruck 0,33 MPa	10^{-5} Ω*m²	[159]

Dielektrische Verluste an CF-Kreuzungspunkten

An Kreuzungspunkten wo die kreuzenden CF nicht im physischen Kontakt zueinander stehen, sondern durch eine dünne Schicht des dielektrischen Matrixpolymers voneinander getrennt sind, kann ein starkes Potentialgefälle auftreten [28, 45]. Dies bewirkt ein elektrisches Feld, das lokal zwischen den beiden sich kreuzenden Fasern vorliegt. Diese Konstellation ist mit einem Kondensator im Wechselstromkreis vergleichbar. Abhängig von Frequenz und elektrischer Feldstärke kommt es im Dielektrikum zur Polarisation von verschiedenen Arten von Ladungsträgern.

Zur Berechnung der dielektrischen Verluste wird eine Parallelschaltung eines Widerstands R_{jd} und eines Kondensators mit der Kapazität C betrachtet [19, 28, 45] (vgl. Abbildung 2.5 und Abbildung 2.14). Der für die elektrischen Verluste verantwortliche

[1] In [155] ist nicht spezifiziert, ob es sich bei dem "gel content" um eine volume- oder massenbezogene Größe handelt.

Wirkwiderstand R_{jd} wird gemäß Gleichung 2.18 berechnet [19]. Hierbei werden die Dicke des Dielektrikums bzw. der Polymerschicht zwischen den sich kreuzenden Fasern $h_{dielektr.}$, der Durchmesser der CF d_{CF}, die Frequenz des elektromagnetischen Felds f sowie die Permittivität ($\varepsilon_0 * \varepsilon_r$) und der dielektrische Verlustfaktor der polymeren Matrix tanδ berücksichtigt.

$$R_{\mathrm{jd}} = \frac{h_{\mathrm{dielektr.}}}{2\pi * f * d_{\mathrm{f}}^2 * \varepsilon * \tan\delta} \qquad 2.18$$

2.3.3 Berechnungsmodelle

Bislang wurden mehrere Ansätze zur Berechnung der transienten Wärmeverteilung in einem CFK-Laminat infolge des induktiven Aufheizens entwickelt. Erste Ansätze basieren auf einer verschmierten Betrachtung des Laminats und verwenden eine isotrope äquivalente Leitfähigkeit für das gesamte Laminat. Hierbei gibt es Unterschiede bei der Herleitung der äquivalenten Leitfähigkeit. LIN et al. [140] verwenden einen Gesamtwiderstand, dessen Herleitung nicht genauer erörtert wird. FINK et al. [45] leiten den Gesamtwiderstand aus dem äquivalenten Widerstand ab, der sich aus den dielektrischen Verlusten ergibt (Glg 2.18). In einer Erweiterung dieser Theorie werden die Wechselwirkungen berücksichtigt, die in einem Laminat in Dickenrichtung auftreten [28]. Durch eine vereinfachte Darstellung des Laminatquerschnitts aus unidirektionalen CF-Lagen wurde ein kapazitives Schichtmodell abgeleitet. Darin werden sowohl der FVG als auch die Faserpackungsgeometrie berücksichtigt.

Basierend auf den beiden in [28] und [45] vorgestellten Theorien, wurde eine weiterentwickelte Theorie durch FINK et al. in ein auf der Finite Elemente Methode (FEM) basierendes 3D-Modell implementiert [162, 163]. Hiermit ist es möglich die Wärmeverteilung innerhalb des Laminats auf Basis der dielektrischen Verluste zu berechnen. RUDOLF et al. stellten das Laminat ebenfalls in einem 3D-FEM-Modell als transversal isotropes, homogenes Material dar [20]. In [127] sind die hierfür verwendeten spezifischen Widerstände entlang und quer zur CF angegeben. Sowohl MOSER [128] als auch LUNDSTRÖM et al. [164] entwickelte ein FEM-basiertes 3D-Modell, in dem das Laminat verschmiert als Scheibe mit orthotropen Eigenschaften betrachtet wird. Die elektrische Leitfähigkeit in *x*- und *y*-Richtung wird aus dem FVG und dem spezifischen Widerstand der CF berechnet, wodurch wie bei RUDOLF et al. [20, 127] nur die JOULE'schen Verluste als Heizmechanismus berücksichtigt werden.

Die bisher entwickelten analytischen Modelle zum Beschreiben des induktiven Aufheizverhaltens von CFK-Laminaten beziehen sich meist auf die Erwärmung von aus UD-Lagen aufgebauten Laminaten [28, 45, 165]. Hierbei wird der Fokus auf die Kontaktbedingungen zwischen zwei sich kreuzenden CF-Filamente gelegt. In den Studien von YARLAGADDA et al. und FINK et al. wurde stets davon ausgegangen, dass die gesamten Wirbelströme entweder über Kontaktwiderstände fließen oder infolge von dielektrischen Verlusten dissipiert werden. Ein weiteres Modell zur Berechnung der Wärmeverteilung in der Ebene von CF-Prepreg-Stapeln infolge der induktiven Erwärmung wurde von KIM et al. [166] entwickelt. Dieses Modell basiert auf den drei vorgestellten Aufheizmechanismen. Eine Validierung des Modells erfolgte mit Probekörpern aus AS4/Polyetherimid (PEI)-Prepreg-Lagen. SCHIELER et al. entwickelten ein analytisches Modell zur Bestimmung der Temperaturverteilung in Dickenrichtung eines induktiv erwärmten Laminats [31]. Grundlage hierfür bildete eine halbempirisch hergeleitete Stromdichteverteilung in Dickenrichtung des Laminats.

Neuere Ansätze berücksichtigen die einzelnen CF-UD-Lagen eines Laminats in einem Modell und ermöglichen dadurch die Skalenverhältnisse von Faser, Einzellage und Laminat besser abzubilden [153–155, 167–169]. Hierfür wird die richtungsabhängige elektrische Leitfähigkeit einer jeden UD-Lage durch einen symmetrischen Tensor 2. Stufe beschrieben [154, 155, 169, 170]. Die Einzellagen eines Laminats wirken in Laminatebene als parallel und in Dickenrichtung als seriell geschaltete Widerstände (Abbildung 2.15).

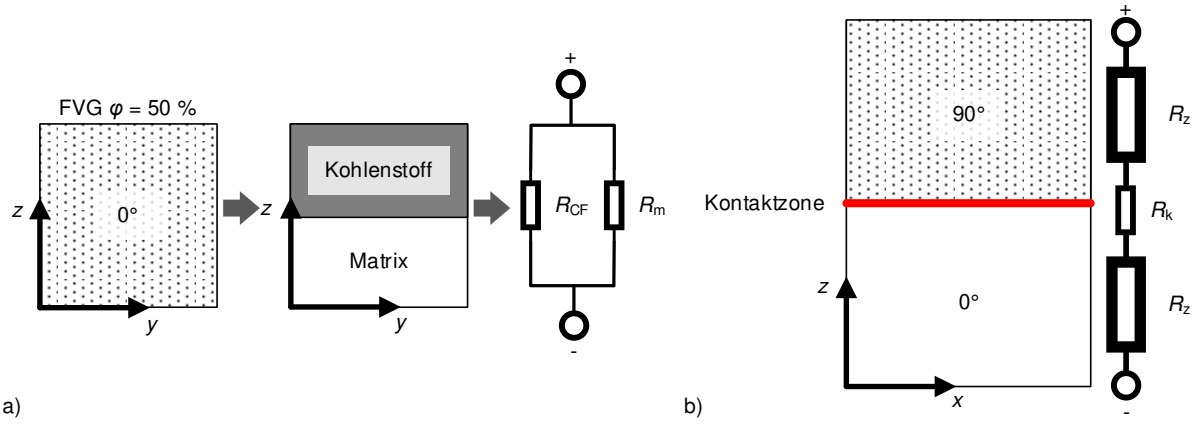


Abbildung 2.15: Darstellung des resultierenden Widerstands einer UD-Lage (a)), durch eine Parallelschaltung der Widerstände von CF und Matrix, sowie des resultierenden Widerstands des Laminats in Dickenrichtung (b)), durch eine Reihenschaltung der intralaminaren Widerstände sowie des interlaminaren Kontaktwiderstands gebildet wird

Durch die elektrische Leitfähigkeit in Faserrichtung σ_L, die elektrische Leitfähigkeit quer zur Faserrichtung in Laminatebene σ_t sowie der elektrischen Leitfähigkeit in Dickenrichtung σ_z kann eine UD-Lage hinreichend genau beschrieben werden (Erläuterungen hierzu in Anhang A). Je größer der Anisotropiegrad der elektrischen Leitfähigkeit, desto weniger Energie kann bei gleichem Spulenstrom in das Laminat eingebracht werden [171].

2.3.4 Anlagenseitige Einflussparameter der induktiven Erwärmung

Frequenz

Die in das Laminat induktiv eingebrachte Energie ist quadratisch von der Frequenz *f* abhängig [29]. Bei der induktiven Erwärmung von elektrisch leitfähigen, homogenen, isotropen Materialien führt eine Steigerung der Frequenz jedoch zu einer Verringerung der Leitschichtdicke h_{skin} (s. Glg. 2.15).

Generatorleistung

Eine Erhöhung der Generatorleistung *P* führt zu einem exponentiellen Anstieg der induktiv zugeführten Energie [29]. RUDOLF wies anhand von induktiven Aufheizversuchen, bei denen ein 2 mm dickes CF-PPS-Laminats (Atlas1/4) bis auf 320 °C erwärmt wurde, folgenden Zusammenhang zwischen Generatorleistung *P* und Aufheizzeit *t* nach [127]:

$$t = a_0 * P^{-2} + a_1 \qquad 2.19$$

Hierbei sind a_0 und a_1 variable Koeffizienten.

Kopplungsabstand *a*

Gemäß dem Gesetz von BIOT-SAVART nimmt die magnetische Flussdichte und somit die dem Laminat induktiv zugeführte Energie exponentiell mit dem Kopplungsabstand *a* ab. Experimentell wurde dieses Verhalten anhand von induktiven Aufheizversuchen an CF-PPS-Laminaten gezeigt [30]. Eine Reduktion des Kopplungsabstands führte zu einer Steigerung der Aufheizrate auf beiden Laminatoberflächen sowie zu einer Steigerung des Temperaturgradients zwischen den beiden Laminatoberflächen.

Induktorgeometrie

Die Induktorgeometrie hat einen wesentlichen Einfluss auf die Temperaturverteilung in der Laminatebene sowie in der Laminat-Dickenrichtung [29]. In der Laminatebene

entspricht das Erwärmungsbild dem Spiegelbild des Induktors [15, 19, 29, 45, 139]. Das Erwärmungsbild zeigt typischerweise Temperaturminima bei den Zuleitungen auf, da es dort zu einer gegenseitigen Auslöschung der Feldlinien kommt [172]. Im speziellen Fall eines Kreuzverbund-Laminats, das mit einem Pfannkucheninduktor erwärmt wird, weist das Erwärmungsbild eine quadratische Form auf [19, 139]. In Dickenrichtung wird die magnetische Flussdichte und somit die Temperaturverteilung neben dem Kopplungsabstand auch von der Induktorgeometrie beeinflusst. Die Ausrichtung des Induktors zum Laminat hat keinen Einfluss auf das Erwärmungsverhalten [29].

2.3.5 Einflüsse von Textil- und Laminatparameter

Matrixpolymer

Der spezifische Widerstand $\rho_{el,P}$, die relative Primitivität ε_r sowie der dielektrische Verlustfaktor $\tan\delta$ der Matrix sind von der Temperatur, der Frequenz sowie vom Feuchtegehalt abhängig [46]. Für Polyetheretherketon (PEEK) wurden diese Abhängigkeiten genauer untersucht und deren Auswirkung auf das induktive Aufheizen mittels einer Simulation bestimmt [173]. Demnach führt ein höherer Feuchtegehalt zu höheren Aufheizraten infolge der induktiven Erwärmung eines CFK-Laminats. Die Simulation basiert auf dem in [45] entwickelten Modell, das die dielektrischen Verluste als dominanten Aufheizmechanismus ansieht. Eine experimentelle Validierung der Simulationsergebnisse wurde nicht durchgeführt.

Laminataufbau

Um die Wärmeverteilung in Dickenrichtung des Laminats zu beeinflussen kann der Laminataufbau angepasst werden. Hierfür können die Orientierung der Einzellagen adaptiert, ein Suszeptor [174, 175] oder Isolationsschichten in das Laminat eingebracht werden. Die Orientierung der Einzellagen ist jedoch meist durch die an das Laminat gestellten mechanischen Anforderungen vorgegeben. Das Einbringen von Isolationsschichten zwischen unterschiedlich orientierten UD-Lagen, kann in Form von Glasfaser-Lagen [176] oder matrixreiche Schichten [177] erfolgen. Diese Maßnahmen führen jedoch zu starken Inhomogenitäten im Laminat hinsichtlich FVG und Material (Metall bzw. Glasfasern). Um eine hohe Aufheizrate infolge der induktiven Erwärmung zu realisieren, ist laut FINK ein möglichst großer FVG bei möglichst kleinen Faserdurchmessern anzustreben [28].

3 Entwicklungsmethodik

3.1 Zieldefinition und Festlegen der Randbedingungen

Die Reduktion des zeitlichen Verlaufs der aus dem Zustandekommen des innigen Kontakts sowie aus der intermolekularen Diffusion bestehenden Konsolidierungsphase ist materialseitig limitiert. Um die Zykluszeit des kontinuierlichen oder des diskontinuierlichen Induktionsschweißprozesses zu reduzieren und somit deren Effizienz zu steigern, stellt die Optimierung der Energieeinbringung das größte Potential dar. Trotz der schnellen und kontaktlosen Energieeinbringung kann die Energie beim induktiven Erwärmen von CFK-Organoblechen nicht zielgerichtet in die Fügezone eingebracht werden. Daher ist es Ziel dieser Entwicklungsarbeit durch einen angepassten Laminataufbau den für die Induktionserwärmung typischen über der Laminatdicke eines CFK-Organoblechs vorliegenden Temperaturgradienten umzukehren. Der angepasste Laminataufbau soll es ermöglichen, dass bei der statischen, induktiven Erwärmung des Laminats auf der dem Induktor abgewandten Laminatoberfläche bzw. in der potentiellen Fügezone eine Temperatur T_o erreicht werden kann, die 50 K oberhalb der Schmelztemperatur T_m einer teilkristallinen Matrix liegt. Auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche darf die Temperatur T_i gleichzeitig und ohne aktive Kühlung nicht die Schmelztemperatur der Matrix erreichen. Es wird davon ausgegangen, dass durch eine aktive Oberflächenkühlung der positive Effekt eines optimierten Laminataufbaus superpositionsähnlich verstärkt werden kann.

Die in der Fügezone geforderte Aufheizrate wird basierend auf der angestrebten Prozessgeschwindigkeit des kontinuierlichen Induktionsschweißens von 1000 mm/min in Verbindung mit einem 50 mm langen Induktor, wie er in [135] verwendet wurde, abgeleitet. Ein Punkt, der in der Fügezone liegt, ist unter diesen Randbedingungen für die Dauer von 3 s dem magnetischen Feld ausgesetzt. In dieser Zeit muss die Fügezonentemperatur von Raumtemperatur auf Schweißtemperatur erhöht werden.

Um die immense Anzahl an potentiellen Laminataufbauten einzuschränken und eine Vergleichbarkeit mit konventionellen, diskret aufgebauten CFK-Organoblechen zu ermöglichen, müssen ebenfalls eindeutige laminatspezifische Randbedingungen getroffen werden. Für den angepassten Laminataufbau sind nur multidirektionale, flächige, textile CF-Halbzeuge zu berücksichtigen. Ferner soll im angepassten Laminataufbau

jede Lage den gleichen FVG aufweisen. Die an den angepassten Laminataufbau gestellten Anforderungen sind in Tabelle 3.1 zusammengefasst.

Tabelle 3.1: Anforderungsliste für die Entwicklung eines für das Induktionsschweißen angepassten Laminataufbaus

Lfd.-Nr.	Kriterium	Wert
1.	Zieltemperatur auf der dem Induktor abgewandten Laminatoberfläche	$T_{o,Ziel} = T_m+50$ K
2.	Maximale Temperatur auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche bei Erreichen von $T_{o,Ziel}$	$T_{i,max} < T_m$
3.	Maximale Aufheizzeit bis Erreichen von $T_{o,Ziel}$.	$t_{max} = 3$ s
4.	Verwendung von multidirektionalen, flächigen, textilen CF-Halbzeugen	
5.	Keine aktive Kühlung der induktorzugewandten Laminatoberfläche	
6.	Gleicher FVG in allen Lagen des Laminats	

3.2 Methodisches Vorgehen

Zur Charakterisierung des induktiven Aufheizverhaltens von CFK-Organoblechen in Abhängigkeit ihrer Laminat- und Textilparameter wurden CFK-Laminate mit unterschiedlichen CF-Verstärkungstextilien sowie mit unterschiedlichen Laminatparametern hergestellt (Tabelle 3.2). Das induktive Aufheizverhalten wird unter gleichen prozessseitigen Randbedingungen untersucht. Die dabei ermittelten Unterschiede im induktiven Aufheizverhalten können somit mit der Änderung eines Textil- oder Laminatparameters in Verbindung gebracht werden. Eine Änderung anlagenspezifischer Parameter würde zu einer Überlagerung führen und das induktive Aufheizverhalten zusätzlich beeinflussen.

Tabelle 3.2: Laminat- und Textilparameter, die im Rahmen der Charakterisierung untersucht wurden

Laminatparameter	Textilparameter
• FVG φ	• Fadendichte c
• Laminatdicke h_{lam}	• Titer ρ_{lin}
• Polymer der Matrix	• Flächengewicht m_a
	• Bindungsart

Zusätzlich wurde zum besseren Verständnis ein analytisches Modell der Wärmegenerierung an einer Roving-Roving-Kreuzungsstelle entwickelt. Basierend auf diesen Ergebnissen wurden verschiedene Konzepte für einen angepassten Laminataufbau erstellt und anschließend charakterisiert (Abbildung 3.1).

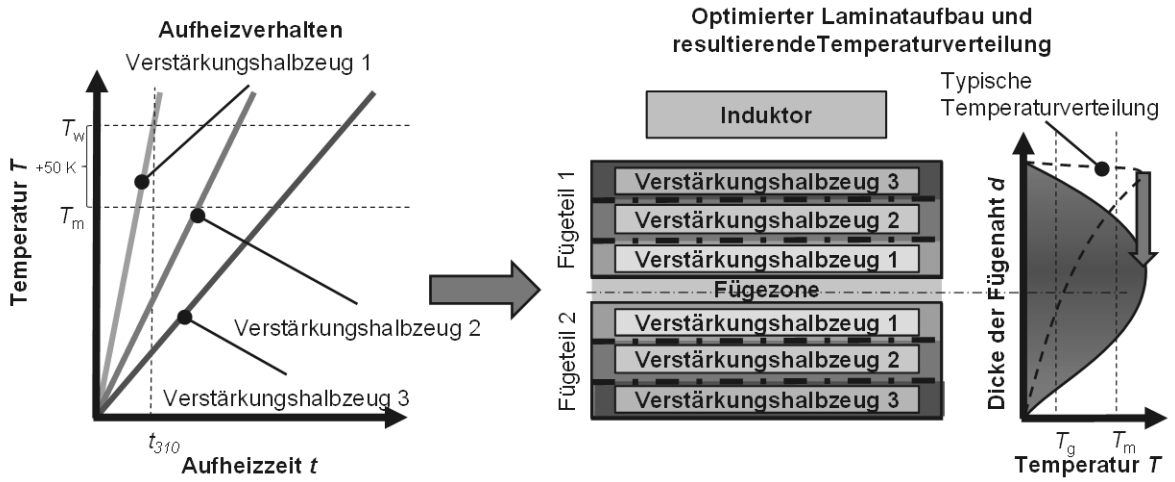


Abbildung 3.1: Methodisches Vorgehen zur Entwicklung von für das Induktionsschweißen angepassten Laminaten basierend auf der Charakterisierung des induktiven Aufheizverhaltens von Laminaten mit unterschiedlichen Textil- und Laminatparametern

3.3 Auswahl der Versuchsmaterialien

Zur Untersuchung des Einflusses der in Tabelle 3.2 aufgeführten Laminat- und Textilparameter auf das induktive Aufheizverhalten wurden Laminate hergestellt, die sich durch das verwendete CF-Verstärkungstextil sowie durch das verwendete Matrixpolymer unterscheiden. Insgesamt wurden zehn unterschiedliche CF-Verstärkungstextilien sowie drei unterschiedliche Polymere verwendet.

3.3.1 Verwendete CF-Verstärkungstextilien

Im Folgenden werden die einzelnen CF-Verstärkungstextilien durch ihre Bindungsart in Kombination mit dem Betrag ihres Flächengewichts bezeichnet. Sämtliche CF-Verstärkungstextilien wurden von C. CRAMER, WEBEREI, GMBH U. CO. KG, DIVISION ECC (ECC), Deutschland, bezogen (Tabelle 3.3). Bei allen Geweben verlaufen die Verstärkungsfasern in 0°- und 90°-Richtung bezogen auf die Schussrichtung. Lediglich beim Gelege sind die beiden Verstärkungslagen in ±45°-Richtung orientiert. Der Wirkgarn des Geleges besteht aus Polyethersulfon (PES). Aufgrund des geringen Gewichtsanteils von 6 g/m^2 hat er keinen nachweisbaren Einfluss auf das induktive Erwärmungsverhalten. Daher wird bei der Angabe des Flächengewichts des Geleges der Anteil des Wirkgarns nicht berücksichtigt. Bis auf das Atlas-Gewebe handelt es sich bei allen CF-Verstärkungstextilien um ausgeglichene Textilien. Vereinfachend wird im Folgenden Verlauf das Atlas-Gewebe dennoch als ausgeglichenes Gewebe mit einer Fadendichte von 7,3 Rovings/cm betrachtet.

Tabelle 3.3: Für die Untersuchung des Einflusses der Textil- und Laminatparameter verwendete CF-Verstärkungstextilien mit Angabe der textilen Parameter laut Hersteller

Nr.	Name	ECC-Nomenklatur	Bindungsart	Flächengewicht m_a in g/m²	Fadendichte c [1] in 1/cm	Titer ρ_{lin} [1] in g/km	Datenblatt
1.	Köper 200	Style 452	Köper 2/2	200	5	200	[178]
2.	Köper 160	Style 442	Köper 2/2	160	4	200	[179]
3.	Köper 245	Style 462	Köper 2/2	245	6,1	200	[180]
4.	Köper 285	Style 472-2	Köper 2/2	285	7	200	[181]
5.	Köper 400a	Style 402	Köper 2/2	400	5	400	[182]
6.	Köper 400b	Style 426	Köper 2/2	400	2,5	800	[183]
7.	Köper 630	Style 432	Köper 2/2	630	3,9	800	[184]
8.	Leinwand 200	Style 450	Leinwand	200	5	200	[185]
9.	Atlas 290	Style 476	Atlas 1/4	290	7,4/7,2 [2]	200	[186]
10.	NCF 200	MC-45C-0200	Gelege	200 [3]	1,25	800	[187]

[1] Sofern nur ein Parameter angegeben ist, handelt es sich um ein ausgeglichenes Gewebe
[2] Kettrichtung/Schussrichtung
[3] Zzgl. 76 dtex Wirkgarn aus PES mit 6 g/m² (Flächengewicht inkl. Wirkgarn 206 g/m²)

Alle verwendeten CF-Verstärkungstextilien bestehen aus hochfesten (HT, engl. high tenacity) CF mit einem Filamentdurchmesser von 7 µm und einer Dichte von 1,8 g/cm³, die aus einem PAN-Precursor hergestellt wurden [188–190]. Elektrisch sowie thermisch betrachtet sind für das induktive Aufheizverhalten insbesondere der spezifische Widerstand, die spezifische Wärmekapazität sowie die Wärmeleitfähigkeit der CF entscheidend (Tabelle 3.4). Da die verwendeten CF sich in diesen Kennwerten nur geringfügig unterscheiden, ist eine vergleichende Betrachtung zulässig.

Tabelle 3.4: Übersicht der für die Gewebe verwendeten HT-CF laut Datenblättern

Nr.	Name	Fasertyp	Spezifischer Widerstand ρ_{el} in Ω*m	Spezifische Wärmekapazität c_p in J/(kg*K)	Wärmeleitfähigkeit λ in W/(m*K)	Datenblatt
1.	Köper 200	Pyrofil TR30 1,2% S-Sized	$1{,}5*10^{-5}$	743	7	[191]
2.	Köper 160	Pyrofil TR30S 1,0% S-Sized	$1{,}5*10^{-5}$	743	7	[191]
3.	Köper 245	Pyrofil TR30S 1,0% S-Sized	$1{,}5*10^{-5}$	743	7	[191]
4.	Köper 285	Torayca FT300B 3000-40B	$1{,}7*10^{-5}$	795	10,5	[189]
5.	Köper 400a	Grafil 34-700 WC	k. A.	k. A.	k. A.	[192]
6.	Köper 400b	unbekannt	/	/	/	/
7.	Köper 630	Tenax-E HTS40	$1{,}6*10^{-5}$	710	17	[188]
8.	Leinwand 200	Torayca FT300B 3000-40B	$1{,}7*10^{-5}$	795	10,5	[189]
9.	Atlas 290	Torayca FT300B 3000-40B	$1{,}7*10^{-5}$	795	10,5	[189]
10.	NCF 200	Torayca T700SC 12000-50C	$1{,}6*10^{-5}$	752	9,6	[190]

k. A. = keine Angaben

3.3.2 Verwendete Polymere

Zur Untersuchung des induktiven Aufheizverhaltens wurden Polyamid 6.6 (PA66), PPS und PP verwendet (Tabelle 3.5). Bei dem PA66 handelt es sich um Ultramid A4H

von BASF SE, Deutschland, bei dem PPS um Lite P von LIPP-TERLER GMBH, Österreich, und bei dem PP um Prop 402-1 von GEFO GMBH, Deutschland. Die Polymere liegen als Folien in jeweils unterschiedlichen Foliendicken h_{Folie} vor. Um den Einfluss der dielektrischen Verluste auf das induktive Aufheizverhalten zu untersuchen, wurden gezielt Polymere mit unterschiedlichen dielektrischen Eigenschaften verwendet.

Tabelle 3.5: Verwendete Polymerfolien und ihre dielektrischen Eigenschaften laut Datenblatt des Herstellers

Polymer	Dichte ρ in g/cm³	Foliendicke h_{Folie} in µm	Dielektrischer Verlustfaktor tanδ bei 1 MHz	relative Permittivität ε_r bei 1 MHz	Datenblatt
PA66[1)]	1,14/1,13	100 und 150	$2000*10^{-4}$	5	[193]
PPS	1,35	40 und 60	$20*10^{-4}$	3	[194]
PP	0,9	48	$3,5*10^{-4}$ [2)]	2,3 [2)]	[195]

[1)] Folie hergestellt von MF-FOLIEN GMBH, Deutschland
[2)] Werte für PP aus [39]

3.4 Charakterisierung der Versuchsmaterialen

Zur Überprüfung der für das induktive Aufheizverhalten wesentlichen Materialkennwerte, wurden das Flächengewicht der CF-Verstärkungstextilien, der spezifische Widerstand der CF, die dielektrischen Eigenschaften sowie die Dichte der Polymere messtechnisch erfasst und mit den entsprechenden Angaben in den Datenblättern abgeglichen.

3.4.1 Überprüfung der Flächengewichte der textilen Verstärkungshalbzeuge

Das Flächengewicht des Verstärkungstextils hat einen wesentlichen Einfluss auf den FVG sowie die Dicke des Laminats. Daher wurden die Flächengewichte der unterschiedlichen CF-Verstärkungstextilien messtechnisch ermittelt und mit den Herstellerangaben sowie mit den nach Gleichung 2.2 aus Titer und Fadendichte berechneten Flächengewichten verglichen (Tabelle 3.6). Zur Berechnung des Flächengewichts wurden jeweils zehn Zuschnitte des gleichen CF-Verstärkungstextils mit den Abmessungen 400 mm x 100 mm gestapelt. Anschließend wurde der Stapel gewogen. Aus der Zuschnittsfläche und dem Gewicht wurde das Flächengewicht berechnet. Die Werte des Flächengewichts aus den Datenblättern (A) decken sich in sehr guter Näherung mit den aus Titer und Fadendichte berechneten Werten (B). Hingegen weisen die aus dem Gewicht der Zuschnitte berechneten Flächengewichte (C) größere Abweichungen ((C-A)/A) zu den Angaben aus den Datenblättern auf. Diese Abweichungen liegen jedoch meist innerhalb der Toleranzangabe des Herstellers.

Tabelle 3.6: Ermittelte Flächengewichte sowie relative Abweichung zu den Datenblättern (grau markierte Abweichungen liegen außerhalb der Toleranzangaben des Herstellers)

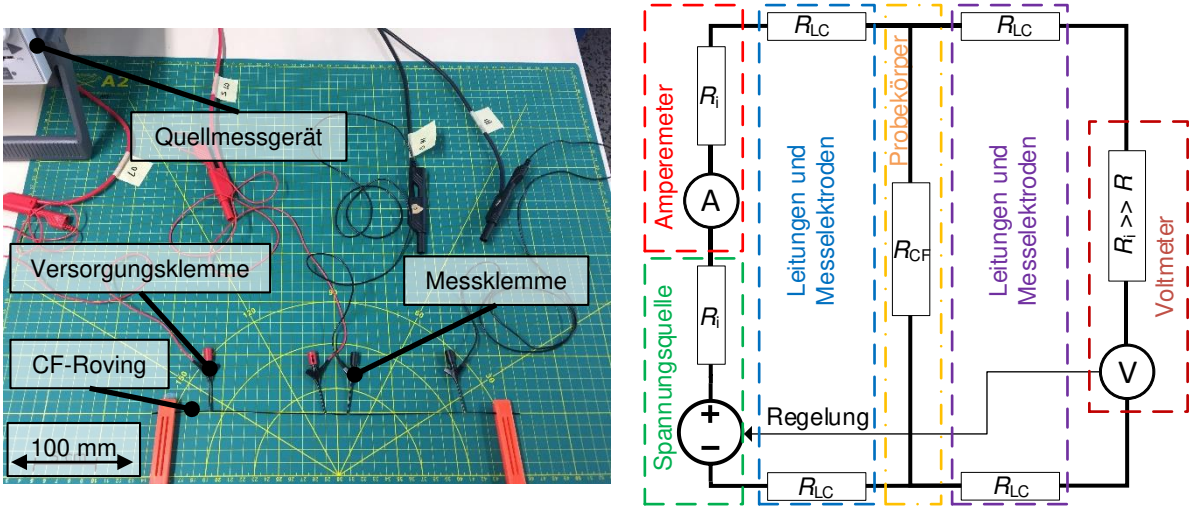
Textil	Zuschnitts-gewicht	Flächengewicht m_a				relative Abweichung		
		A	B	C	D	(B-A)/A	(C-A)/A	(D-A)/A
	in g	in g/m²				in %		
Köper 200	120,00	200	200	200,00	/	0,00	0,00	/
Köper 160	93,75	160	160	156,24	159,91	0,00	-2,35	-0,06
Köper 245	143,00	245	244	238,33	242,00	-0,41	-2,72	-1,22
Köper 285	156,98	285	280	261,63	265,30	-1,75	-8,20	-6,91
Köper 400a	238,17	400	400	396,94	404,28	0,00	-0,76	1,07
Köper 400b	241,90	400	400	403,17	/	0,00	0,79	/
Köper 630	367,80	630	624	613,00	627,67	-0,95	-2,70	0,37
Leinwand 200	121,64	200	200	202,73	/	0,00	1,37	/
Atlas 290	158,88	290	292	264,79	268,46	0,69	-8,69	-7,43
NCF 200	125,61	206[1)]	206[1)]	209,34	/	0,00	1,62	/

A: laut Datenblatt
B: aus Titer und Fadendichte berechnet
C: aus dem Gewicht der Zuschnitte berechnet
D: Gewicht nach C plus dem Gewicht eines umlaufenden Rovings pro Lage
[1)] Flächengewicht des Wirkgarns von 6 g/m² wurde hinzugerechnet

Im Zuge des Handlings der Zuschnitte vor sowie während des Stapelns lösten sich einzelne außenliegende Rovings seitlich aus der textilen Struktur heraus. Diese Rovings wurden beim Wiegen des Stapels nicht erfasst und führen zu einer negativen Abweichung. Zur besseren Einschätzung dieses Fehlers wurden für die CF-Verstärkungstextilien mit einer negativen Abweichung das Gewicht eines Rovings, der die Länge des Zuschnittsumfangs hat, idealisiert aus dem Titer abgeleitet und pro Lage zum Gewicht der Zuschnitte addiert. Aus der idealisierten Gesamtmasse wurde das idealisierte Flächengewicht (D) berechnet. Der Betrag, der sich daraus ergebenen Abweichung (D-A)/A, ist geringer als der Betrag der Abweichung (C-A)/A und bestätigt somit die Annahme, dass der Unterschied der gemessenen Flächengewichte zu den Herstellerangaben aus dem Herauslösen einzelner Rovings resultiert. Die größere Abweichung bei Köper 245, Köper 285 sowie Atlas 290 ist auf die erhöhte Fadendichte von über 5 Rovings/cm zurückzuführen. Eine hohe Fadendichte begünstigt das Herauslösen von mehreren Rovings aus dem CF-Verstärkungstextil. Unter Berücksichtigung des Herauslösens einzelner Rovings aus der textilen Struktur, liegen die ermittelten Flächengewichte im Toleranzbereich der Herstellerangaben. Da der Grund der Schwankungen auf das Herauslösen der Rovings zurückzuführen ist, werden für alle weiteren Berechnungen die Flächengewichtsangaben des Herstellers verwendet.

3.4.2 Überprüfung des spezifischen Widerstands der Kohlenstofffasern

Zur Überprüfung der spezifischen Widerstände der verwendeten CF, wurden aus den Geweben einzelne Rovings mit einer Länge von 330 mm entnommen. Aufgrund der Vernähung des Geleges mit dem Wirkgarn, konnte kein Roving ohne Beschädigung der Filamente entnommen werden. Da ein Bruch der Filamente die Messung signifikant beeinflusst, konnte für die CF des NCF 200 kein spezifischer Widerstand bestimmt werden. Damit die Leitungs- und Kontaktwiderstände des Messaufbaus sowie die Innenwiderstände der Spannungsquelle das Messergebnis nicht beeinflussen, wurden die Rovings mittels der KELVIN-Methode kontaktiert (Abbildung 3.2).



a) b)

Abbildung 3.2: Messaufbau zur Bestimmung des spezifischen Widerstands der CF (a)) und elektrotechnischer Schaltplan des Messaufbaus nach [196] (b))

Mittels eines Quellmessgeräts 2601A von KEITHLEY INSTRUMENTS, USA, wurden die CF-Rovings mit einer konstanten Spannung von 0,1 mV, 0,01 V, 0,02 V, 0,03 V, 0,04 V, 0,05 V, 0,06 V, 0,07 V, 0,08 V, 0,09 V und 0,1 V beaufschlagt. Da sich der Klemmenabstand sehr sensitiv auf die sich einstellende Stromstärke auswirkt, wurden zur Kompensation möglicher Messungenauigkeiten die Messungen für Messklemmenabstände von 20 mm, 30 mm, 40 mm, 50 mm sowie 60 mm ausgewertet. Für jede Kombination aus Spannung, Messklemmenabstand und Roving wurden je fünf Messungen durchgeführt. Aus der vorgegebenen Spannung und der gemessenen Stromstärke wurde nach dem OHM'schen Gesetz der elektrische Widerstand berechnet, der im Roving zwischen dem jeweiligen Klemmenabstand vorliegt. Werden die Mittelwerte der elektrischen Widerstände über dem Klemmenabstand aufgetragen, zeigt sich ein linearer Verlauf, der durch das Gesetz von POUILLET beschrieben wird (Abbildung 3.3).

Die Steigung der linearen Regressionskurve, die durch den Koordinatenursprung verläuft, entspricht dem längenbezogenen Widerstand bzw. dem Quotienten aus dem spezifischen Widerstand und der Querschnittsfläche des Rovings.

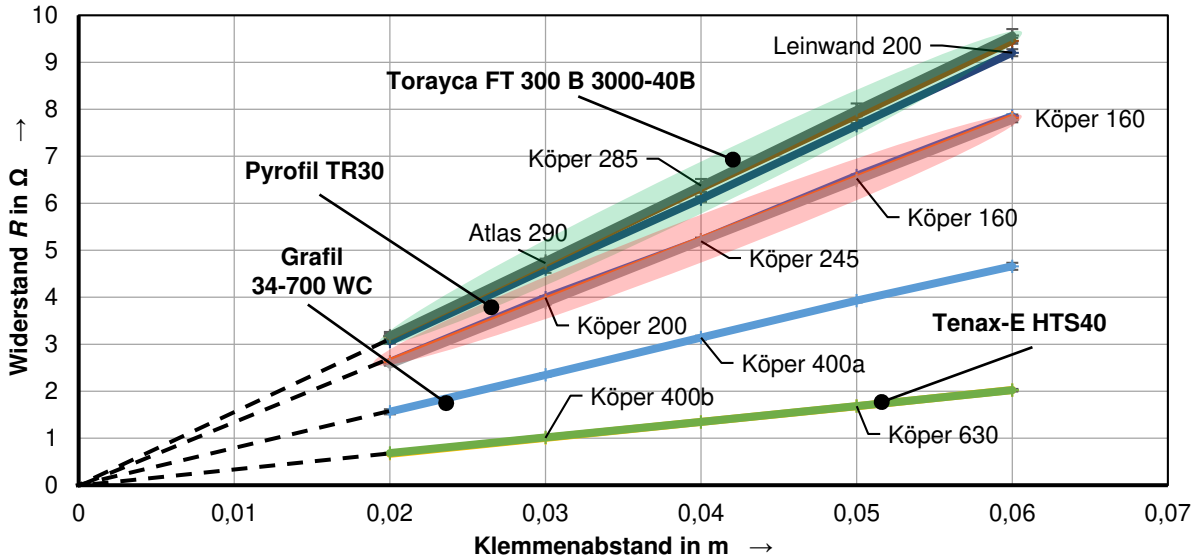


Abbildung 3.3: Berechneter Widerstand über dem Klemmenabstand der Messelektroden bei 0,1 V. Die Widerstandskurven wurden mit dem Namen des Verstärkungstextils gekennzeichnet

Unter der Annahme, dass jedes Filament ideal kontaktiert wurde, kann der Gesamtquerschnitt der CF-Rovings durch die Multiplikation der Filament-Querschnittsfläche mit der jeweiligen Filamentanzahl berechnet werden. Die berechneten längenbezogenen und spezifischen Widerstände für jede Spannung sind im Anhang B in Tabelle 10.3 und Tabelle 10.4 dargestellt. Aus den spezifischen Widerständen bei unterschiedlichen Spannungen wurde ein Mittelwert (MW) sowie die entsprechende Standardabweichung (SA) für die CF eines jeden Verstärkungstextil gebildet (Tabelle 3.7).

Die Mittelwerte der CF des Typs Pyrofil TR30 bzw. TR30S sowie die vom Typ Tenax-E HTS40 sind nahezu identisch mit den Angaben in den jeweiligen Datenblättern. Hingegen liegen die Mittelwerte bei den CF des Typs Torayca etwas über den Herstellerangaben. Ebenfalls zeigen die CF dieses Typs eine etwas höhere Standardabweichung als die restlichen CF auf. Die Abweichung des Mittelwerts von den Angaben des Datenblatts sowie die höhere Standardabweichung können auf Filamentbrüche oder eine unzureichende Kontaktierung zurückgeführt werden. Die Messwerte liegen jedoch in einer Größenordnung, die eine vergleichende Betrachtung hinsichtlich des induktiven Aufheizverhaltens nicht beeinträchtigt. Aufgrund der geringen Abweichung

werden im Folgenden die spezifischen Widerstände der CF entsprechend der Datenblätter verwendet (vgl. Tabelle 3.4).

Tabelle 3.7: Vergleich der messtechnisch bestimmten spezifischen Widerstände der CF-Rovings mit den spezifischen Widerständen aus den Datenblättern

Gewebe	Faser	Spezifischer Widerstand in Ω*m		
		aus Datenblatt	aus Messung MW	aus Messung SA
Köper 200	Pyrofil TR30 1,2% S-Sized	$1{,}5*10^{-5}$	$1{,}51*10^{-5}$	$3{,}25*10^{-8}$
Köper 160	Pyrofil TR30S 1,0% S-Sized	$1{,}5*10^{-5}$	$1{,}51*10^{-5}$	$2{,}49*10^{-8}$
Köper 245	Pyrofil TR30S 1,0% S-Sized	$1{,}5*10^{-5}$	$1{,}50*10^{-5}$	$2{,}52*10^{-8}$
Köper 285	Torayca FT300B 3000-40B	$1{,}7*10^{-5}$	$1{,}84*10^{-5}$	$4{,}01*10^{-8}$
Köper 400a	Grafil 34-700 WC	k. A.	$1{,}81*10^{-5}$	$2{,}03*10^{-8}$
Köper 400b	unbekannt	/	$1{,}55*10^{-5}$	$2{,}08*10^{-8}$
Köper 630	Tenax-E HTS40	$1{,}6*10^{-5}$	$1{,}56*10^{-5}$	$1{,}23*10^{-8}$
Leinwand 200	Torayca FT300B 3000-40B	$1{,}7*10^{-5}$	$1{,}77*10^{-5}$	$6{,}00*10^{-8}$
Atlas 290	Torayca FT300B 3000-40B	$1{,}7*10^{-5}$	$1{,}82*10^{-5}$	$4{,}10*10^{-8}$

3.4.3 Überprüfung der Dichte und Dicke der verwendeten Polymerfolien

Zur Bestimmung der Dichte und Dicke der unterschiedlichen Polymerfolien wurden jeweils 50 Folienzuschnitte des gleichen Typs mit den Abmessungen 400 mm x 100 mm gestapelt. Anschließend wurde der Stapel gewogen und seine Höhe mittels einer Bügelmessschraube gemessen (Tabelle 3.8). Aus dem abgeleiteten Volumen und dem Gewicht des Stapels wurde die Dichte berechnet. Ebenfalls wurde aus dem Verhältnis von Stapelhöhe zur Lagenanzahl ein Mittelwert für die reale Foliendicke ermittelt.

Tabelle 3.8: Vergleich der Dicken und Dichten der unterschiedlichen Polymerfolien mit den Angaben aus den Datenblättern

		Gewicht des Stapels	Dicke des Stapels	Einzellagendicke berechnet	Einzellagendicke Datenblatt	Dichte berechnet	Dichte Datenblatt
		in g	in mm	in µm		in g/cm3	
PA66	Folie 1	359,14	5,44	108,8	100 [197]	1,10	1,14 [193]
	Folie 2	521,82	7,83	156,6	150 [197]	1,11	
PPS	Folie 1	148,35	1,91	38,2	40 [194]	1,30	1,35 [194]
	Folie 2	235,69	3,04	60,8	60 [194]	1,29	
PP	Folie 1	126,94	2,40	48,0	48 [195]	0,88	0,90 [195]

Die Einzellagendicken der PA66-Folien sind 9 % bzw. 4 % dicker als der Hersteller angibt. Bei den PPS-Folien ist Folie 1 4,5 % dünner und Folie 2 1,3 % dicker im Vergleich zu den Herstellerangaben. Bei der PP-Folie entspricht die Foliendicke genau den Herstellerangaben. Die ermittelten Werte für die Dicke der unterschiedlichen Polymerfolien werden für alle weiteren Berechnungen verwendet.

Bei allen Folien ist die berechnete Dichte geringer als die Dichte, die der Hersteller anhand von Formteilen nach ISO 1183 (bei [193] und [194]) bzw. DIN 53479 (bei [195]) bestimmt hat. Dieser Unterschied ist auf die schnelle Abkühlung der Polymerschmelze bei der Folienherstellung und des daraus resultierenden geringen Kristallinitätsgrads zurückzuführen. Die Herstellung der in dieser Arbeit verwendeten Laminate erfolgt im Autoklav. Hierbei durchläuft das Polymer einen deutlich längeren Abkühlvorgang im Vergleich zur Folienherstellung. Folglich ist die Nutzung der Dichteangaben der Hersteller zur Berechnung der FVG der hergestellten Laminate geeigneter.

3.4.4 Bestimmung der dielektrischen Eigenschaften der verwendeten Polymere

Da das Datenblatt des PP [195] keine Angabe zum dielektrischen Verlustfaktor tanδ sowie zur relativen Permittivität ε_r enthält und die Werte für PPS und PA66 nach unterschiedlichen Normen bestimmt wurden [193, 194], wurden für alle drei Polymere diese beiden Eigenschaften durch den LEHRSTUHL FÜR KUNSTSTOFFTECHNIK (LKT) der FRIEDRICH-ALEXANDER-UNIVERSITÄT in Erlangen-Nürnberg nach DIN EN 62631-2-1 [198] messtechnisch bestimmt [199] (Tabelle 3.9). Hierfür wurden für jedes Polymer drei Probekörper mit den Abmessungen 50 mm x 50 mm x 4 mm durch Verpressen von Folien mittels einer Labor-Plattenpresse des Typs P 300 M von COLLIN LAB & PILOT SOLUTIONS GMBH, Deutschland, hergestellt. Die hierbei verwendeten Parameter sind im Anhang C in Tabelle 10.5 dargestellt. Der Unterschied der Messergebnisse aus Tabelle 3.9 zu den Angaben der jeweiligen Datenblättern bzw. aus der Literatur (Tabelle 3.5) ist auf die unterschiedlichen Normen und Konditionierungszustände zurückzuführen. Die polymerspezifische Abhängigkeit des dielektrischen Verlustfaktors sowie der relativen Permittivität von der Frequenz deckt sich mit den Angaben aus [48] (vgl. Kapitel 2.1.2).

Tabelle 3.9: Dielektrischer Verlustfaktor tanδ und relative Permittivität ε_r der verwendeten Polymere bei einer Frequenz von 100 Hz und 1 MHz, Probekröper wurden ausgelagert und gemessen durch das LKT [199] nach DIN EN 62631-2-1 [198]

Polymer	Dielektrischer Verlustfaktor tanδ		relative Permittivität ε_r	
	bei 100 Hz	bei 1 MHz	bei 100 Hz	bei 1 MHz
PA66	$131*10^{-4}$	$181{,}7*10^{-4}$	3,02 ± 0,135	2,73 ± 0,069
PPS	$44*10^{-4}$	$5*10^{-4}$	3,23 ± 0,028	3,23 ± 0,0045
PP	$63*10^{-4}$	$1{,}9*10^{-4}$	2,22 ± 0,054	2,23 ± 0,0045

4 Charakterisierung des induktiven Aufheizverhaltens

4.1 Versuchsplanung

Zur Untersuchung des Einflusses der in Tabelle 3.2 festgelegten Textil- und Laminatparameter wurden sechs Versuchsserien durchgeführt (Tabelle 4.1). Hierfür wurden Probekörper hergestellt, die sich in der Bindungsart des CF-Verstärkungstextils, dessen Fadendichte c und Titer ρ_{lin}, dem FVG φ, der Laminatdicke h_{lam} sowie dem Matrixpolymer unterscheiden. Durch die Variation der Bindungsart des CF-Verstärkungstextils innerhalb einer Serie konnte zudem dessen wechselseitiger Einfluss untersucht werden.

Tabelle 4.1: Versuchsserien zur Untersuchung des Einflusses verschiedener Laminat- und Textilparameter auf das induktive Aufheizverhalten textilverstärkter CFK-Laminate

	Art des Verstärkungstextils	Flächengewicht m_a in g/m²	Fadendichte c in Rovings/cm	Titer ρ_{lin} in tex	FVG φ in %	Polymer	Laminatdicke h in mm
Serie I	Köper 2/2	160 200 245 285	**4** **5** **6,1** **7**	200	50	PA66	2,2
Serie II	Köper 2/2	200 400 160 630	5 4/3,9	**200** **400** **200** **800**	50	PA66	2,2
Serie III	Köper 2/2	400	**5** **2,5**	**400** **800**	50	PA66	2,2
Serie IV	Köper 2/2 Leinwand Gelege ±45° Atlas 1/4	200 285 200 200 290	5 7 5 5 7,3	200	**30** **45** **60**	PA66	2,2
Serie V	Köper 2/2 Leinwand Gelege ±45° Atlas 1/4	200 285 200 200 290	5 7 5 5 7,3	200	50	**PP** **PA66** **PPS**	2,2
Serie VI	Köper 2/2 Leinwand Gelege ±45° Atlas 1/4	200 285 200 200 290	5 7 5 5 7,3	200	50	PA66	**1,2** **2,3** **3,3**

Bis auf Serie IV wurde ein FVG von $\varphi = 50$ % angestrebt. Für Serie IV wurden Probekörper mit einem FVG φ von 30 %, 45 % und 60 % hergestellt. Als Laminatdicke h_{lam} wurde bis auf Serie VI bei allen Serien 2,2 mm angestrebt. In Serie VI beträgt die Laminatdicke h_{lam} der unterschiedlichen Probekörper 1,2 mm, 2,3 mm und 3,3 mm.

4.2 Herstellung der Probekörper

Um die gewünschten Kombinationen der Laminatparameter FVG, Laminatdicke und Flächengewicht des Verstärkungstextil zu realisieren, wurde die jeweils notwendige Lagenanzahl des Verstärkungstextil n_{CF} nach Gleichung 2.9 ermittelt (Tabelle 4.2). Für die Dichte aller CF wurde der Wert $\rho_{mass,CF}$ = 1,78 g/cm^2 verwendet.

Tabelle 4.2: Verwendete Lagenanzahl an Verstärkungstextilien n_{CF} in Abhängigkeit des Flächengewichts m_a, der angestrebten Laminatdicke h_{lam} und des angestrebten FVG φ

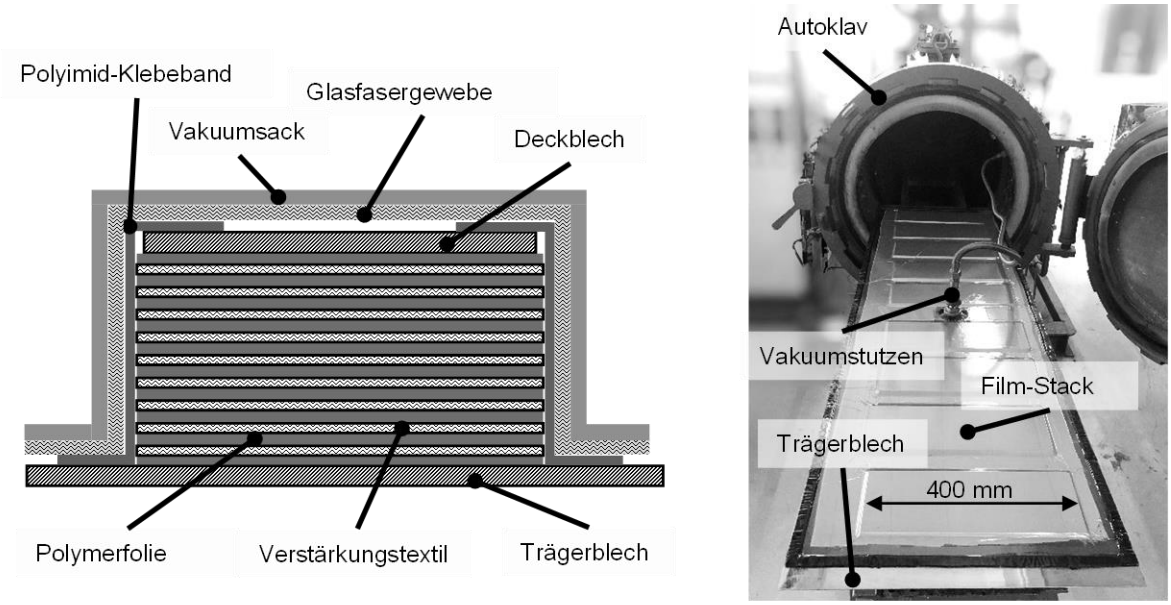
Angestrebter FVG φ in %	**Angestrebte Laminatdicke** h_{lam} in mm	**Anzahl an Textillagen** n_{CF} Nach Flächengewicht m_a in g/m^2						
		160	200	245	285	290	400	630
30 %	2,2	/	6	/	4	4	/	/
45 %	2,2	/	9	/	6	6	/	/
50 %	1,2	/	5	/	4	4	/	/
	2,2	12	10	8	7	7	5	3
	3,3	/	15	/	10	10	/	/
60 %	2,2	/	12	/	8	8	/	/

Da die Lagenanzahl der textilen Halbzeuge sowie der Polymerfolien stets eine natürliche Zahl ist, können die angestrebten FVG und Laminatdicken nicht genau erreicht werden. Um eine bestmögliche Vergleichbarkeit der Laminate einer Versuchsreihe zu gewährleisten, wurde durch die Kombination der unterschiedlichen Dicken der Folien eines Polymers die theoretischen Werte für FVG und Laminatdicken optimiert. Die Kombinationen der verwendeten Polymerfolien unterschiedlicher Dicke sind für alle Versuchsreihen im Anhang D dokumentiert (Tabelle 10.6 bis Tabelle 10.17).

Die einzelnen Verstärkungstextilien und die Polymerfolien wurden automatisiert auf eine Größe von 400 x 150 mm^2 zugeschnitten. Aus den zugeschnittenen Einzellagen der Verstärkungstextilien und Polymerfolien wurden Film-Stacks mit möglichst symmetrischem Aufbau hergestellt (Abbildung 4.1 a)). Als Träger- und Deckbleche wurden polierte Metallbleche verwendet, die zuvor mit einem Trennmittel beschichtet wurden. Die umlaufenden Ränder der Film-Stacks wurden mit Polyimid-Klebeband abgeklebt, um ein seitliches Herausfließen der Matrix zu verhindern. Damit ein Unterdruck im Film-Stack erzeugt werden kann, wurde das Polymid-Klebeband perforiert.

Aufgrund der Anzahl und den unterschiedlichen Matrixpolymeren wurden die Probekörper in mehreren Autoklavzyklen hergestellt (Abbildung 4.1 b)). Die verwendeten Autoklav-Parameter richten sich hierbei nach den jeweiligen Polymeren (Tabelle 4.3).

Nach dem Besäumen der hergestellten Laminate wurde deren Dicke bestimmt (s. Anhang E, Tabelle 10.18 bis Tabelle 10.29). Ebenfalls wurde der reale FVG über den Fasermassengehalt der besäumten Laminate berechnet. Die besäumten Laminate wurden anschließend zu jeweils vier Probekörper mit den Abmessungen 150 x 100 mm^2 präpariert. Vor der Versuchsdurchführung wurden die Probekörper für 12 h bei 90 °C in einem Ofen getrocknet.



a) b)

Abbildung 4.1: Schematische Darstellung des Aufbaus des Film-Stacks (keine maßstabsgetreue Darstellung) (a)) und Autoklav mit verwendetem Vakuumaufbau (b))

Tabelle 4.3: Zur Herstellung der Probekörper verwendete Autoklavparameter

Polymer	**Maximale Temperatur** in °C	**Aufheizzeit** in min	**Haltezeit** in min	**Druck** in MPa
PA66	280	80	20	2,4
PPS	340	93		
PP	195	65	25	

4.3 Versuchsaufbau

Zur Charakterisierung des induktiven Aufheizverhaltens von CFK-Organobleche müssen diese unter gleichen Randbedingungen erwärmt werden. Hierfür wurde ein spezieller Aufheizprüfstand inkl. einer dazugehörigen Auswertemethode entwickelt (Abbildung 4.2). Der Aufheizprüfstand ermöglicht das vertikale Einspannen von Probekörpern und stellt somit gleiche Konvektionsbedingungen an beiden Laminatoberflächen sicher. Auf jeder Laminatoberfläche des Probekörpers wird in je einem Messfeld die maximale Laminattemperatur mit zwei Infrarotkameras des Typs TIM 160 von MICRO-

EPSILON, Deutschland, mit einem Sichtfeld von 48° gemessen. Beide Infrarotkameras werden im eingestellten Messbereich zwischen 0 °C und 250 °C betrieben. Die induktorzugewandte Infrarotkamera ist in einem Winkel von 30° zur Oberflächennormalen des Probekörpers ausgerichtet. Da die wärmste Stelle sich typischerweise unter dem Induktor befindet, kann durch die winkelige Anordnung der Infrarotkamera dieser Bereich messtechnisch erfasst werden.

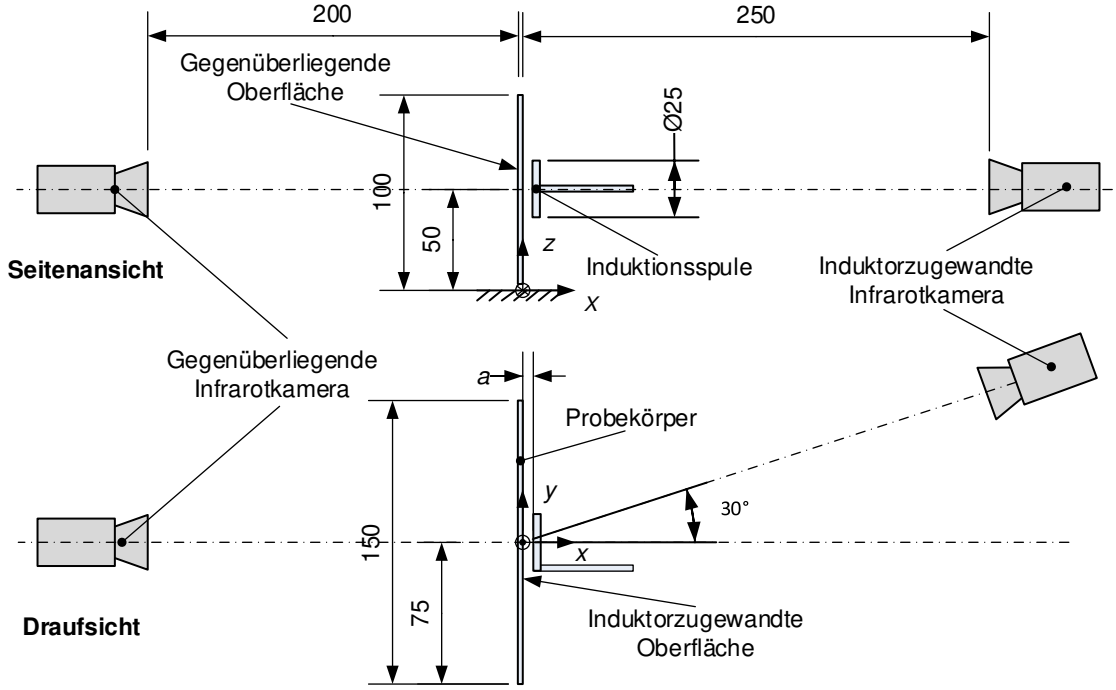


Abbildung 4.2: Skizze des entwickelten induktiven Aufheizprüfstands

Als Induktionsgenerator wurde ein Power Cube PW3-32/400 von CEIA, Italien, mit einer maximalen Aufnahmeleistung von 2.800 W verwendet. Die Nennbetriebsfrequenz dieses Induktionsgenerators liegt bei ca. 400 kHz. Um eine Vergleichbarkeit zu den Untersuchungen der Anlagenparameter in [127], [139] und [29] zu gewährleisten, wurde ein wassergekühlter Pfannkucheninduktor verwendet (Abbildung 4.3). Der Kopplungsabstand *a* kann stufenlos verändert werden.

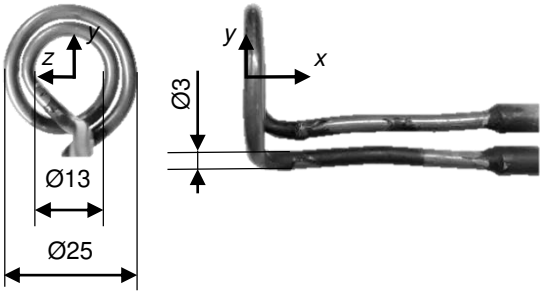


Abbildung 4.3: Verwendeter Pfannkucheninduktor

Die beiden Messfelder M_1 und M_2, in denen jeweils die Maximaltemperatur der Laminatoberfläche gemessen wird, sind 20 mm x 40 mm groß (Abbildung 4.4).

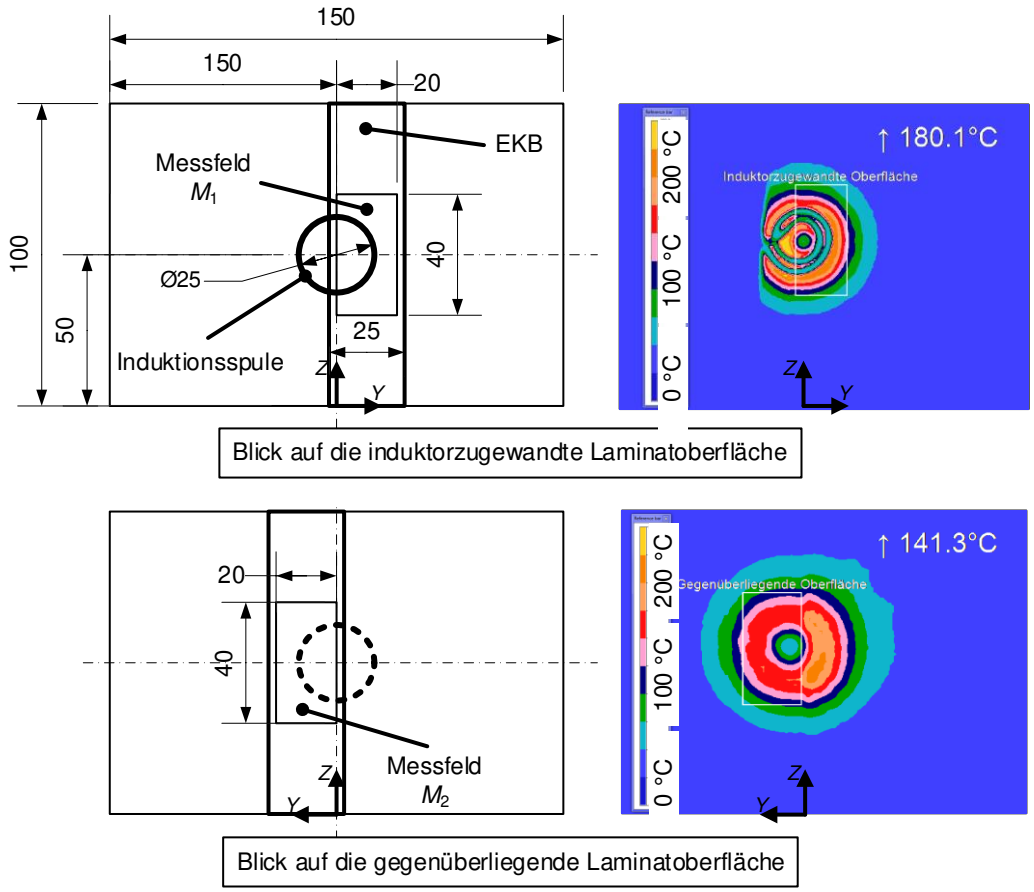


Abbildung 4.4: Temperaturmessung auf der induktorzugewandten (oben) und der gegenüberliegenden (unten) Laminatoberfläche eines Probekörpers, links: Schematische Darstellung der Position der einzelnen Messfelder auf den Laminatoberflächen eines Probekörpers, rechts: Aufnahme der Infrarotkameras bei der induktiven Erwärmung eines CFK-Laminats des Typs Tepex® dynalite 201-C200(9)/50% von LANXESS DEUTSCHLAND GMBH, Deutschland

Beide Messfelder werden durch die Infrarotkameras mit 25 x 50 Pixel aufgelöst. Die Messfelder werden deckungsgleich zueinander auf den beiden Laminatoberflächen positioniert. Mit einem GP20 Datenschreiber von YOKOGAWA, Japan, werden die von den beiden Infrarotkameras aufgenommenen Maximaltemperaturen automatisch aufgezeichnet, sobald der Induktionsgenerator eingeschaltet wird. Die Aufzeichnungsfrequenz beträgt 10 Hz.

Aufgrund unterschiedlicher Verstärkungstextilien und Matrizes können die zu untersuchenden Laminate unterschiedliche Oberflächenbeschaffenheiten und somit unterschiedliche Emissionsgrade aufweisen. Um eine Bestimmung des Emissionsgrads für jede Laminatvariation zu vermeiden, wird Emissionsklebeband (EKB) von TESTO SE &

CO. KGAA, Deutschland, auf die Probekörper aufgebracht. Das EKB weist einen Emissionsgrad von 0,95 auf. Es werden jeweils vier Probekörper pro Laminatvariation geprüft.

Um einen verfälschenden Einfluss des EKB auf das induktive Aufheizverhalten auszuschließen, wurden im Vorfeld der eigentlichen Untersuchungen Probekörper aus einem CFK-Laminat des Typs Tepex® dynalite 201-C200(9)/50% von LANXESS Deutschland GmbH, Deutschland mit und ohne EKB induktiv bis auf 180 °C erwärmt (Abbildung 4.5). Die Probekörper ohne EKB heizen zwar schneller auf, zeigen jedoch eine höhere Standardabweichung. Bei Probekörpern mit EKB muss die im Laminat generierte Wärme zusätzlich das EKB aufheizen. Das EKB dient als thermische Isolationsschicht, wodurch eine verlängerte Aufheizkurve resultiert. Da dieser Effekt jedoch bei allen zu charakterisierenden Laminaten eintritt, wirkt der daraus resultierende Fehler nicht verfälschend auf die vergleichende Betrachtung des induktiven Aufheizverhalten der unterschiedlichen Laminate. Des Weiteren weist das EKB den Vorteil auf, dass es nicht elektrisch leitfähig ist. Somit kann ein potentieller Einfluss des Betrachtungswinkels der induktorzugewandten Kamera auf den Emissionsgrad ausgeschlossen werden (vgl. [200]). Ein Vergleich der an den verschiedenen Probekörpern mit EKB gemessenen Temperaturkurven ist daher möglich.

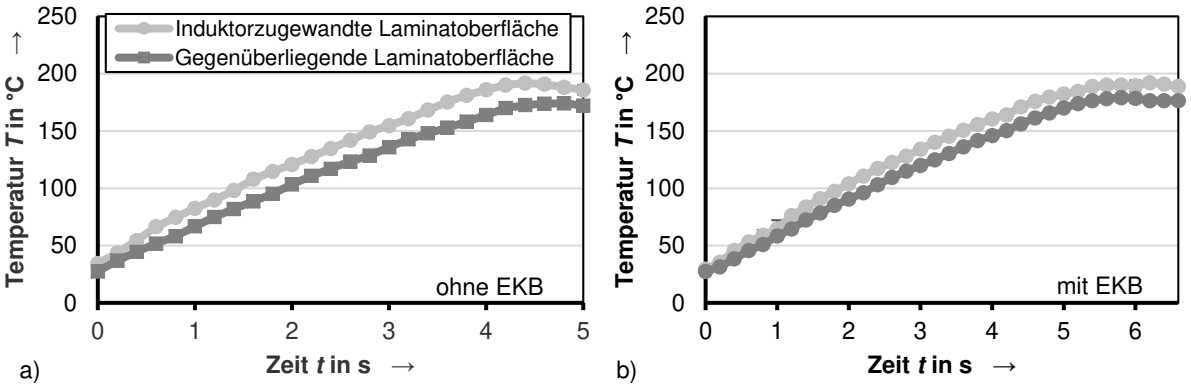


Abbildung 4.5: Vergleich der aus je vier Versuchen gemittelten Temperaturkurven ohne EKB (a)) und mit EKB (b)), gemessen bei der induktiven Aufheizung eines CFK-Laminats des Typs Tepex® dynalite 201-C200(9)/50% von Lanxess Deutschland GmbH, Deutschland, bei einem Kopplungsabstand a = 5 mm und einer Generatorleistung P = 15 %

Bevor die gemessene Temperaturkurve auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche die Schmelztemperatur der Matrix erreicht, kommt es dort unter der Laminatoberfläche lokal im Bereich von Rovingkreuzungen zu einem Aufschmelzen und zur Dekonsolidierung. Daher bilden sich unterhalb der induktorzugewandten Laminatoberflä-

che Hot-Spots aus, die messtechnisch nicht an der Laminatoberfläche gemessen werden können. Um die Laminatqualität infolge der Aufheizversuche nicht zu verändern, sodass nachträglich Schliffbildanalysen des Laminats durchgeführt werden können, wurde eine matrixspezifische Maximaltemperatur der induktorzugewandten Laminatoberfläche als Abbruchkriterium für das induktive Aufheizen festgelegt (Tabelle 4.4). Die jeweils für das Abbruchkriterium verwendete Maximaltemperatur entspricht etwa 75 % der typischen Schmelztemperatur des Matrixpolymers. Wird diese Temperatur auf der Oberfläche der induktorzugewandten Laminatoberfläche durch die Infrarotkamera erfasst, schaltet sich der Induktionsgenerator aus. Dem Probekörper wird keine Leistung mehr zugeführt. Aufgrund einer gewissen Systemträgheit kann es zum Überschwingen der Temperatur kommen. Ein lokales Aufschmelzen der Laminate tritt jedoch nicht auf.

Tabelle 4.4: Für das Abbruchkriterium verwendete matrixspezifische Maximaltemperaturen und die typischen Schmelztemperaturen der Matrixpolymere

Matrixpolymer	**Abbruchtemperatur** in °C	**Typische Schmelztemperatur** in °C aus [39]
PP	120	160
PA66	180	260
PPS	220	290

Insbesondere aufgrund der relativ hohen Feuchteaufnahme von PA66 von bis zu 3,5 Gew.-% bei Normklima [39] müssen die Probekörper konditioniert werden. Hierfür werden alle Probekörper entsprechend der Empfehlung von [39] für PA66 in einem Ofen bei 100 °C für 24 h getrocknet.

Der Kopplungsabstand betrug stets $a = 5$ mm. Dieser Wert zeigte sich in Vorversuchen am geeignetsten, um aussagekräftige Ergebnisse zu generieren. Ein zu großer Kopplungsabstand würde die Aufheizrate verringern, sodass aufgrund der längeren Heizdauer die Wärme sich in der Laminatebene verteilt. Hierdurch würden markante Effekte, wie bspw. die Wärmesenke auf der Laminatoberfläche im Mittelpunkt des Induktorspiegelbildes, nicht zur Geltung kommen. Ein zu geringer Kopplungsabstand würde den verfälschenden Einfluss von zufälligen Hotspots auf die Aufheizrate enorm steigern, da die Auswertedauer stark reduziert wird. Aus demselben Grund wurde für alle Aufheizversuche zur Ermittlung des Einflusses der Textil- und Laminatparameter eine Generatorleistung von $P = 40$ % gewählt.

4.4 Versuchsauswertung

Um Ursache und Wirkung miteinander verknüpfen zu können, müssen für jede Laminatvariation zum einen die aufgezeichneten Temperatur-Zeit-Kurven in einen vergleichbaren Kennwert überführt werden. Zum anderen müssen die strukturellen Zustände im Laminat analysiert und ebenfalls in einen Kennwert überführt werden. Als Kennwert zur vergleichenden Betrachtung des induktiven Aufheizverhaltens eignet sich die Aufheizrate. Diese kann für die induktorzugewandte sowie die gegenüberliegende Laminatoberfläche bestimmt werden. Der strukturelle Aufbau des Laminats in Abhängigkeit der Laminat- und Textilparameter kann durch die projizierte Kontaktfläche charakterisiert werden.

4.4.1 Bestimmung der Aufheizrate

Bei realen Aufheizvorgängen, insbesondere bei dem des induktiven Aufheizens von CFK-Organoblechen [30, 201], verlaufen die Temperatur-Zeit-Kurven typischerweise nicht linear. Stattdessen nähern sie sich asymptotisch einem Grenzwert an (vgl. [202]). Eine zeitabhängige Änderung der Aufheizrate beim induktiven Aufheizen bei konstanten Anlagenparametern kann auf drei wesentliche Phänomene zurückgeführt werden:

1. Bei Temperaturen oberhalb der Erweichungstemperatur der Matrix kommt es zur Dekonsolidierung und Delamination, wodurch sich die physischen und elektrischen Kontaktzustände zwischen den CF ändern. Dies führt zu einer signifikanten Änderung des resultierenden Gesamtwiderstands der elektrischen Leiterschlaufen durch die die induzierten Wirbelströme fließen.
2. Die temperaturabhängigen Materialeigenschaften (z. B. elektrische Leitfähigkeit, spezifische Wärmekapazität) von Fasern und Laminat ändern sich während des Aufheizvorgangs.
3. Durch den fortschreitenden Temperaturanstieg im Laminat und dem daraus resultierenden Temperaturgefälle zur Umgebung hin, nimmt die vom Laminat an die Umgebung abgeführte Wärmemenge zu. Hierdurch verringert sich die Aufheizrate bis die induktiv zugeführte und die an die Umgebung abgeführte Wärmemenge im Gleichgewicht sind. Anlagenseitig hängt die Laminattemperatur bei der sich das Gleichgewicht einstellt im Wesentlichen vom Kopplungsabstand und der Generatorleistung ab.

Unterhalb der Schmelztemperatur treten nur zwei dieser Phänomene auf. Der Einfluss der temperaturabhängigen Materialeigenschaften ist in diesem Temperaturbereich ebenfalls als geringfügig anzusehen. Durch eine geeignete Wahl von Kopplungsabstand und Generatorleistung kann die zugeführte Wärme so gewählt werden, dass sie in dem betrachteten Temperaturbereich deutlich größer als die abgeführte Wärme ist. Hierdurch können die beiden aufgezeichneten Temperatur-Zeit-Kurven durch jeweils eine lineare Funktion beschrieben werden (Abbildung 4.6).

Im Messfeld M_1 befindet sich ebenfalls ein Ausschnitt des Induktors (vgl. Abbildung 4.4). Dieser wird mit einer auf ca. 32 °C temperierten Kühlflüssigkeit durchflossen und weist daher zu Versuchsbeginn diese Temperatur auf. Da in jedem Messfeld der maximale Temperaturwert vom Datenschreiber aufgezeichnet wird und die Temperatur des Induktors größer als die Raumtemperatur bzw. als die Temperatur der induktorzugewandten Laminatoberfläche ist, wird anstelle der induktorzugewandten Laminatoberfläche die Temperatur des Induktors aufgezeichnet. Dies wird ersichtlich beim Vergleich der *y*-Achsenabschnitte der Temperatur-Zeit-Kurven der beiden Laminatoberflächen (Abbildung 4.6).

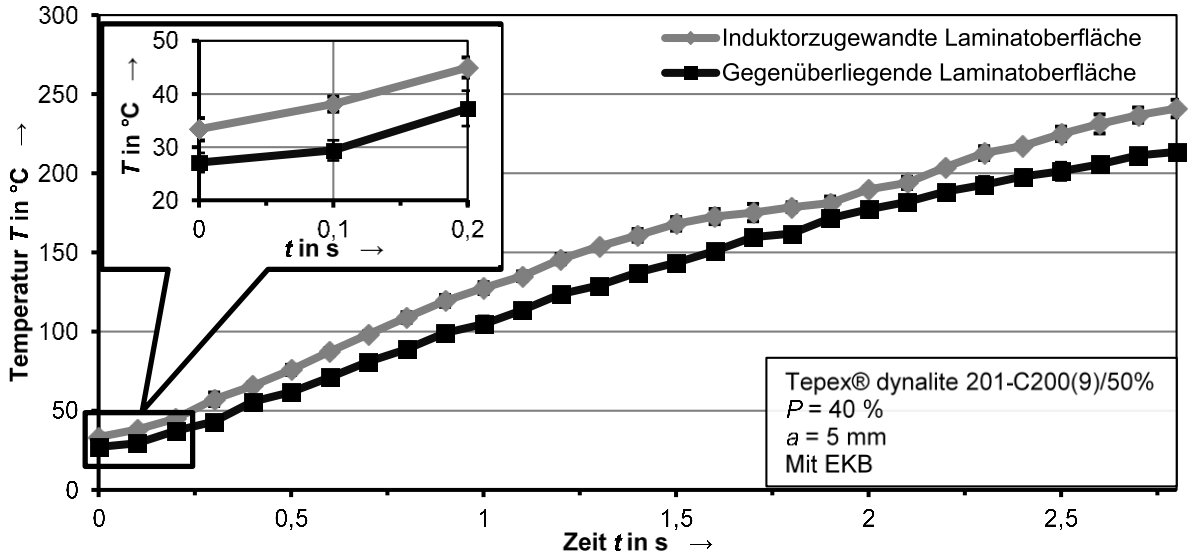


Abbildung 4.6: Temperatur-Zeit-Kurven eines induktiv erwärmten CF-PA66-Laminats des Typs Tepex® dynalite 201-C200(9)/50% von Lanxess Deutschland GmbH, Deutschland, bei einem Kopplungsabstand $a = 5$ mm und einer Generatorleistung P = 40 %. Das Aufheizen wurde bei einer Temperatur der induktorzugewandten Laminatoberfläche von 240 °C beendet. Die Kurven zeigen jeweils die Mittelwerte aus vier Aufheizversuchen.

Aufgrund von elektrischen Verlsten erwärmt sich während des induktiven Aufheizens des Laminats auch der Induktor, sodass sich eine von der Generatorleistung abhängige Induktortemperatur einstellt. Bei einer Leistung von 40 % liegt diese Temperatur

typischerweise bei ca. 43 °C. Bis die induktorzugewandte Laminatoberfläche eine Temperatur oberhalb der Induktortemperatur erreicht hat, wird die Induktortemperatur vom Messschreiber aufgezeichnet. Daher können die aufgezeichneten Messwerte für die induktorzugewandte Laminatoberfläche bis zum Erreichen der Induktortemperatur nicht für die Auswertung herangezogen werden. Die Aufheizrate für jede Laminatoberfläche wird auf Basis der Sekantensteigung berechnet (Abbildung 4.7).

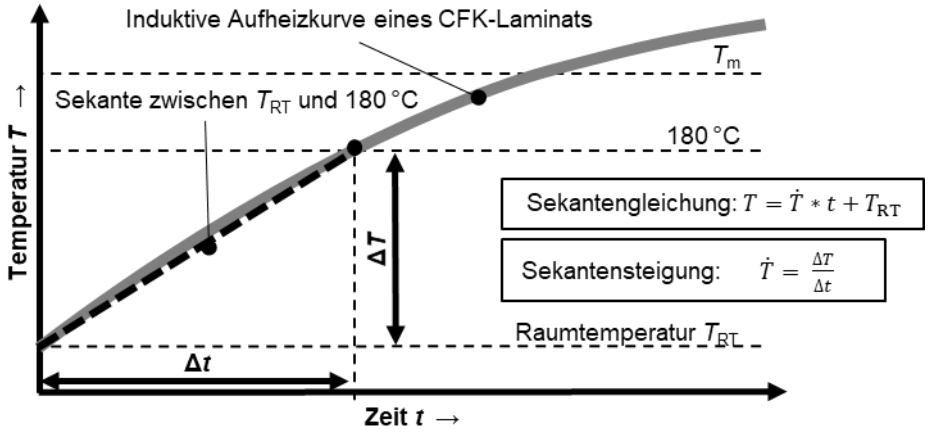


Abbildung 4.7 Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Sekantensteigung und Temperatur-Zeit-Kurve.

Um jeweils eine Sekante für die Temperatur-Zeit-Kurven der beiden Laminatoberflächen zu definieren, müssen jeweils zwei Punkte basierend auf den vom Datenschreiber aufgezeichneten Messwerten festgelegt werden (Tabelle 4.5).

Tabelle 4.5: Exemplarische Auflistung der vom Datenschreiber aufgezeichneten Temperaturen der induktorzugewandten T_i und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche T_o in Bezug zur Aufheizzeit *t*. Der Index k kennzeichnet den Zeitpunkt, zu dem auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche erstmals ein Temperaturwert größer als die Abbruchtemperatur gemessen wurde.

***t* in s**	0,0	0,1	0,2	…	t_{k-5}	t_{k-4}	t_{k-3}	t_{k-2}	t_{k-1}	t_k
T_i in °C	$T_{i,1}$	$T_{i,2}$	$T_{i,3}$	…	$T_{i,k-5}$	$T_{i,k-4}$	$T_{i,k-3}$	$T_{i,k-2}$	$T_{i,k-1}$	$T_{i,k}$
T_o in °C	$T_{o,1}$	$T_{o,2}$	$T_{o,3}$	…	$T_{o,k-}$	$T_{o,k-}$	$T_{o,k-}$	$T_{o,k-}$	$T_{o,k-}$	$T_{o,k}$

Ausgangs-Temperatur:

Zu Versuchsbeginn weisen das Laminat und seine beiden Oberflächen eine homogene Temperatur auf, die der Raumtemperatur T_{RT} entspricht. Aufgrund der fehlerbehafteten aufgezeichneten Anfangswerte der induktorzugewandten Laminatoberfläche wird als Ausgangstemperatur für beide Laminatoberflächen die Temperatur auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche $T_{o,1}$ gewählt. Diese ist nicht fehlerbehaftet und

entspricht der Raumtemperatur ($T_{o,1} = T_{RT}$). Um Messfehler an dieser Stelle auszuschließen, wurde der Messwert $T_{o,1}$ nach der Versuchsdurchführung mit der Raumtemperatur abgeglichen.

End-Temperatur:

$T_{i,k}$ entspricht dem ersten aufgenommenen Temperaturwert, der größer als die matrixspezifische Abbruchtemperatur ist (s. Tabelle 4.4). Dieser wird zum Zeitpunkt t_k gemessen. Nach dem Erreichen der Abbruchtemperatur auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche wird keine weitere Leistung mehr vom Induktionsgenerator zugeführt. Die zu diesem Zeitpunkt t_k sowie die danach auf beiden Laminatoberflächen aufgenommenen Temperaturwerte können für die Auswertung nicht berücksichtigt werden.

Um die Auswirkung eventueller Messfehler zu begrenzen, wird für jede Laminatoberfläche die Sekantensteigungen für die letzten fünf Temperaturwerte vor Erreichen von t_k bzw. vor Erreichen der Abbruchtemperatur berechnet. Als Endpunkte der jeweils fünf Sekanten werden daher die Werte $T_{i,k-1}$ bis $T_{i,k-5}$ und $T_{o,k-1}$ bis $T_{o,k-5}$ verwendet. Bei einem idealen linearen Verlauf der Temperatur-Zeit-Kurven, ergibt sich für jede Sekantensteigung der gleiche Wert. Deshalb eignet sich dieses Vorgehen sehr gut, um den Einfluss von Messausreißern zu verringern.

Pro Laminatoberfläche wird anschließend aus den jeweiligen fünf Sekantensteigungen ein Mittelwert gebildet (Glg. 4.1). Dieser Mittelwert repräsentiert die Aufheizrate eines Laminats bezogen auf die jeweilige Abbruchtemperatur.

$$\bar{\dot{T}}_i = {}^1\!/_5 \sum_{g=1}^{5} \frac{T_{i,k-g} - T_{o,1}}{t_{k-g}} \text{ bzw. } \bar{\dot{T}}_o = {}^1\!/_5 \sum_{g=1}^{5} \frac{T_{o,k-g} - T_{o,1}}{t_{k-g}} \qquad 4.1$$

Da pro Laminatvariante vier Laminate geprüft werden, werden die hierbei ermittelten Aufheizraten für jede Laminatoberfläche zu einer mittleren Aufheizrate nach Gleichung 4.2 verrechnet. Bei den Werten $\bar{\bar{\dot{T}}}_i$ und $\bar{\bar{\dot{T}}}_o$ handelt es sich demnach um einen zweifach gemittelten Wert. Da im Folgenden nur diese beiden Werte zur Charakterisierung des induktiven Aufheizverhaltens herangezogen werden, werden aus Gründen der Vereinfachung die beiden Werte als „Aufheizrate“ $\dot{T}_i$ bzw. $\dot{T}_o$ bezeichnet.

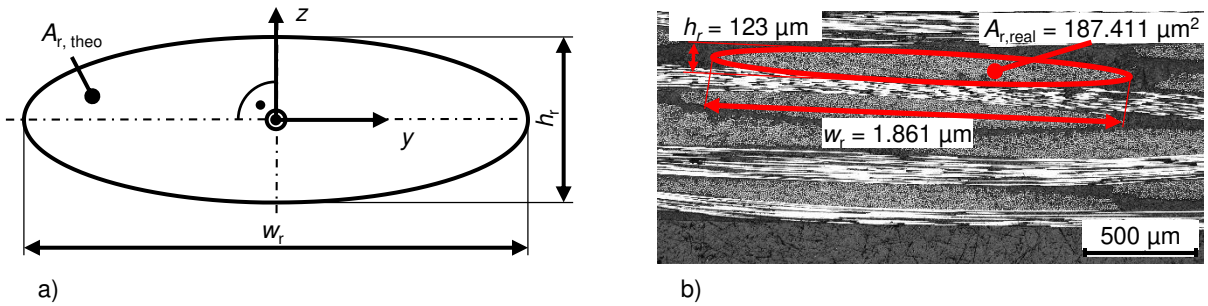
$$\bar{\bar{\dot{T}}}_i = {}^1\!/_4 \sum_{g=1}^{4} \bar{\dot{T}}_{i,g} \text{ bzw. } \bar{\bar{\dot{T}}}_o = {}^1\!/_4 \sum_{g=1}^{4} \bar{\dot{T}}_{o,g} \qquad 4.2$$

4.4.2 Charakterisierung der Kontaktbedingungen

Die physischen Kontaktbedingungen der sich kreuzenden CF-Rovings sind nach RUDOLF [127] entscheidend für das induktive Aufheizverhalten eines gewebeverstärkten CFK-Laminats. Basierend auf der von den Laminat- und Textilparameter abhängigen Morphologie der CF-Rovings, kann auf die Kontaktbedingungen von sich kreuzenden Rovings innerhalb einer CF-Verstärkungslage (intralaminar) und in der Grenzschicht zwischen zwei benachbarten CF-Verstärkungslagen (interlaminar) geschlossen werden. Insgesamt erlaubt dieses Vorgehen eine Beschreibung der Kontaktbedingungen im gesamten Laminat durch einen einzigen Wert. Somit ist es möglich die jeweilige Aufheizrate mit diesem Wert abzugleichen. Im Folgenden wird dieser Wert hergeleitet.

Vermessung der CF-Rovings

Zunächst werden von jeder Laminatvariation Schliffbilder vom Laminatquerschnitt in 0°- und 90°-Richtung mit einem Mikroskop des Typs DM6000 M von LEICA MICROSYSTEMS GMBH, Deutschland, in Kombination mit einer Kamera des Typs DFC450 von LEICA CAMERA AG; Deutschland, angefertigt. Idealisiert wird ein prismatischer, elliptischer Querschnitt der CF-Rovings angenommen, der durch die Breite w_f und die Höhe h_f des CF-Rovings beschrieben werden kann (Abbildung 4.8 a)). Die Breite w_f ist als die längste Symmetrieachse und die Höhe h_f als kürzeste Symmetrieachse der idealisierten Ellipse definiert. Die beiden Symmetrieachsen verlaufen orthogonal zueinander. Die Vermessung der Schliffbildaufnahmen erfolgt mit der Software Leica Application Suite V4.5.0 von LEICA MICROSYSTEMS GMBH, Deutschland.



a) b)

Abbildung 4.8: Querschnitt eines CF-Roving mit der Breite w_f, der Höhe h_f und der Fläche A_r, idealisiert als Ellipse (a)) sowie in einer Schliffbildaufnahme eines Laminats des Typs Tepex® dynalite 201-C200(9)/50% von Lanxess Deutschland GmbH, Deutschland (b))

Anhand der Schliffbilder werden pro Laminatvariante in 0°- und in 90°-Richtung je drei CF-Rovings vermessen. Da in dieser Arbeit nur ausgeglichene CF-Verstärkungstextilien verwendet werden, unterscheiden sich die gemessenen Werte in 0°-Richtung nicht

signifikant von denen in 90°-Richtung. Daher wird für die Höhe h_r, die Breite w_r sowie die Querschnittsfläche A_r je ein Mittelwert $\bar{h}_r$ bzw. $\bar{w}_r$ aus den sechs vermessenen CF-Rovings einer Laminatvariante gebildet.

Projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings

Die physikalische Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden CF-Rovings kann ohne Weiteres nicht bestimmt werden. Daher wird die projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden CF-Rovings $A_{p,rov}$ für die Beschreibung der Kontaktbedingungen herangezogen (Abbildung 4.9). Vereinfacht werden zwei orthogonal zueinander verlaufende prismatische CF-Rovings betrachtet.

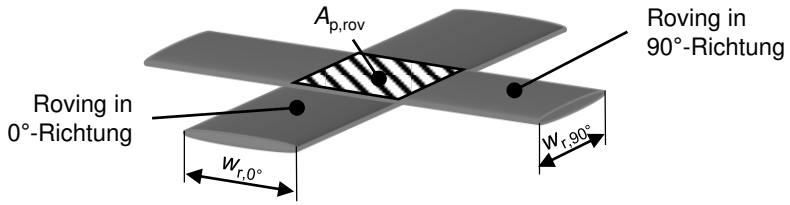


Abbildung 4.9: Schematische Darstellung der projizierten Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$

Die projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ berechnet sich nach Gleichung 4.3 durch die Multiplikation der Breiten der Rovings, die in 0°-Richtung orientiert sind ($w_{r,0°}$) mit den Breiten der Rovings, die in 90°-Richtung orientiert sind ($w_{r,90°}$).

$$A_{p,rov} = w_{r,0°} * w_{r,90°} \tag{4.3}$$

Im Fall eines ausgeglichenen CF-Verstärkungstextils vereinfacht sich Gleichung 4.3 zu Gleichung 4.4. In den folgenden Betrachtungen werden nur ausgeglichene CF-Verstärkungstextilien berücksichtigt.

$$A_{p,rov} = \bar{w}_r^2 \tag{4.4}$$

Die Fadendichte c legt durch ihren Kehrwert $1/c$ die maximale Breite $w_{r,max}$ der Rovings fest. Analog zu Gleichung 4.4 ergibt sich die maximale projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov,max}$ aus:

$$A_{p,rov,max} = w_{r,max}^2 = \frac{1}{c^2} \tag{4.5}$$

Kontaktbedingungen innerhalb eines Verstärkungstextils

Zur Charakterisierung der Kontaktbedingungen zwischen den unterschiedlich orientierten Rovings innerhalb einer Lage eines CF-Verstärkungstextils, wird die projizierte

Kontaktfläche eines einzelnen CF-Verstärkungstextils bezogen auf einen 1 cm² $A_{p,tex}$ bestimmt (Abbildung 4.10).

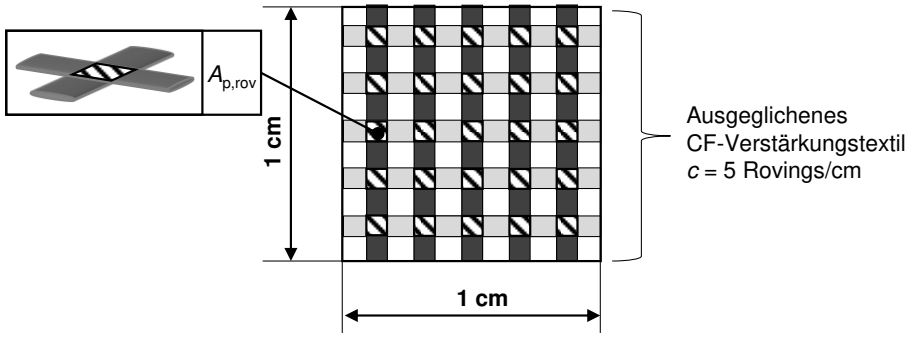


Abbildung 4.10: Schematische Darstellung der projizierten Kontaktfläche zwischen den Rovings der beiden Orientierungsrichtungen einer Lage eines CF-Verstärkungstextils

Die projizierte Kontaktfläche innerhalb einer Verstärkungstextillage $A_{p,tex}$ ergibt sich aus der Multiplikation der Anzahl der Rovingkreuzungspunkte pro 1 cm² mit der projizierten Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ (Glg. 4.6).

$$A_{\mathrm{p,tex}} = A_{\mathrm{p,rov}} * c^2 = \bar{w}_{\mathrm{r}}^2 * c^2 \qquad 4.6$$

Weisen die Rovings die maximale Breite $w_{r,max}$ auf, ergibt sich analog zu Gleichung 4.6 die maximale projizierte Kontaktfläche innerhalb eines einzelnen Verstärkungstextils $A_{p,tex,max}$ zu:

$$A_{\mathrm{p,tex,max}} = \bar{w}_{\mathrm{r,max}}^2 * c^2 = \frac{1}{c^2} * c^2 = 100\,\frac{\mathrm{mm}^2}{\mathrm{cm}^2} \qquad 4.7$$

Hieraus folgt, dass bei maximaler Rovingbreite $w_{r,max}$ die maximale projizierte Kontaktfläche innerhalb eines einzelnen Verstärkungstextils $A_{p,tex,max}$ unabhängig von der Fadendichte ist und der Bezugsfläche entspricht. Die Einheit der projizierten Kontaktfläche innerhalb eines einzelnen Verstärkungstextils $A_{p,tex}$ ist mm²/cm². In der zwei-dimensionalen Betrachtungsebene der einzelnen Verstärkungstextillage wäre es zwar naheliegend die Einheit Prozent zu verwenden, um den Anteil der projizierten Kontaktfläche innerhalb eines einzelnen Verstärkungstextils $A_{p,tex}$ in Bezug zur maximalen Kontaktfläche $A_{p,tex,max}$ anzugeben, allerdings zeigt sich in der drei-dimensionalen Betrachtung des Laminats die Einheit mm²/cm² als geeigneter.

Intra- und interlaminare Kontaktbedingungen

In einem Laminat, das aus n_{CF} Lagen eines CF-Verstärkungstextils besteht, liegen n_{CF} intralaminare und n_{CF}-1 interlaminare Kontaktflächen vor (Abbildung 4.11). Die intralaminare projizierte Kontaktfläche einer Lage entspricht der projizierten Kontaktfläche

innerhalb eines einzelnen Verstärkungstextils $A_{p,tex}$. Folglich berechnet sich die kumulierte projizierte intralaminare Kontaktfläche eines Laminats $A_{p,intra}$ mit:

$$A_{\mathrm{p,intra}} = \overline{w}_{\mathrm{r}}^2 * c^2 * n_{\mathrm{CF}} \qquad 4.8$$

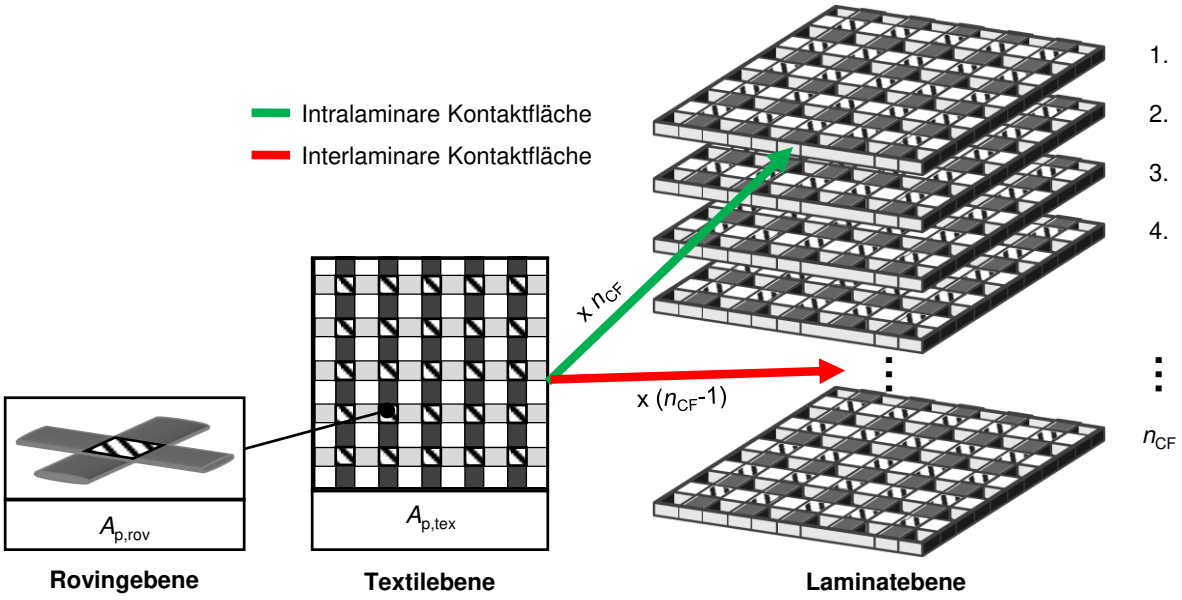


Abbildung 4.11: Schematische Darstellung der Herleitung der kumulierten projizierten intra- und interlaminaren Kontaktfläche eines Laminats mit n_{CF} Lagen an CF-Verstärkungstextilien

Die interlaminare projizierte Kontaktfläche zwischen zwei benachbarten Lagen eines Verstärkungstextils entspricht bei einem idealen Stacking ebenfalls der projizierten Kontaktfläche innerhalb eines einzelnen Verstärkungstextils $A_{p,tex}$. Demnach berechnet sich die kumulierte projizierte interlaminare Kontaktfläche eines Laminats $A_{p,inter}$ zu:

$$A_{\mathrm{p,inter}} = \overline{w}_{\mathrm{r}}^2 * c^2 * (n_{\mathrm{CF}} - 1) \qquad 4.9$$

Kumulierte projizierte Kontaktflächen eines Laminats

Durch Addition der projizierten intra- und interlaminaren projizierten Kontaktflächen eines Laminats ergibt sich die kumulierte projizierte Kontaktfläche eines Laminats $A_{p,lam}$:

$$A_{\mathrm{p,lam}} = \overline{w}_{\mathrm{r}}^2 * c^2 * (2n_{\mathrm{CF}} - 1) \qquad 4.10$$

Normierte projizierte Kontaktflächen eines Laminats

Um den Einfluss der Laminatdicke h_{lam} auf die Anzahl der CF-Verstärkungstextilien zu berücksichtigen, ist es notwendig die kumulierte projizierte Kontaktfläche eines Laminats $A_{p,kum}$ auf die entsprechende Laminatdicke zu normieren. Hierdurch ist es möglich

Laminate mit unterschiedlichen Laminatdicken miteinander zu vergleichen. Die normierte projizierte Kontaktfläche eines Laminats $A_{p,norm}$ berechnet sich nach Gleichung 4.11.

$$A_{\mathrm{p,norm}} = \frac{\bar{w}_{\mathrm{r}}^2 * c^2 * (2n_{\mathrm{CF}} - 1)}{h_{\mathrm{lam}}} \qquad 4.11$$

Mittels Gleichung 2.9 kann Gleichung 4.11 in eine allgemeine Formel zur Berechnung der normierten projizierten Kontaktfläche eines Laminats $A_{p,norm}$ basierend auf den grundlegenden Laminat- und Textilparametern umgeformt werden (Glg. 4.12).

$$A_{\mathrm{p,norm}} = \bar{w}_{\mathrm{r}}^2 * c^2 * \left(\frac{\rho_{\mathrm{CF}} * \varphi}{c * \rho_{\mathrm{lin}}} - \frac{1}{h_{lam}}\right) \qquad 4.12$$

Mittels der normierten projizierten Kontaktfläche eines Laminats $A_{p,norm}$ können die Kontaktbedingungen im Laminat in Abhängigkeit von den verwendeten Laminat- und Textilparameter durch eine einzige Kennzahl beschrieben werden. Durch den Abgleich mit der Aufheizrate einer Laminatvariation, kann somit auf den kontaktspezifischen Erwärmungseinfluss eines Textil- bzw. Laminatparameters geschlossen werden.

5 Einflüsse auf das induktive Aufheizverhalten

5.1 Einfluss der Fadendichte

Zur Untersuchung der Fadendichte *c* wurden vier Laminate mit jeweils unterschiedlichen Köpergeweben untersucht, die sich in der Fadendichte *c* und im Flächengewicht m_a unterscheiden. Dementsprechend unterscheiden sich die untersuchten Laminate auch in der Lagenanzahl n_{CF} der verwendeten CF-Verstärkungstextilien.

5.1.1 Vergleich der Aufheizraten

Entsprechend der abstandsabhängigen Verteilung der magnetischen Feldstärke ***H*** weist die induktorzugewandte Laminatoberfläche eine höhere Aufheizrate als die gegenüberliegende Laminatoberfläche auf (Abbildung 5.1). Trotz relativ großer Standardabweichungen ist ein Einfluss der Fadendichte zu erkennen. Eine Erhöhung der Fadendichte führt zu einer Reduktion der Aufheizrate auf beiden Laminatoberflächen. Im Falle der hier verwendeten Randbedingungen ergibt sich pro Reduktion der Fadendichte um 1 Roving/cm eine Verringerung der Aufheizrate der induktorzugewandten Laminatoberfläche um ca. 2 – 5 %.

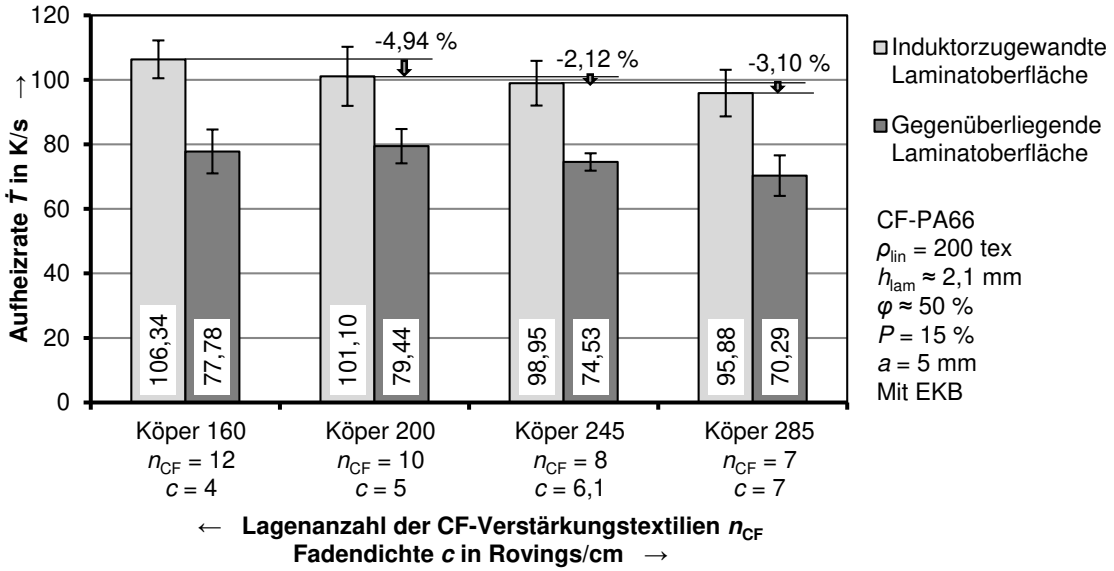


Abbildung 5.1: Ermittelte Aufheizraten auf der induktorzugewandten und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche der Laminate aus Serie I zur Bestimmung des Einflusses der Fadendichte *c*

5.1.2 Vergleich der Kontaktflächen

Die Fadendichte *c* beeinflusst signifikant die Rovingbreite w_r (Abbildung 5.2). Je größer die Fadendichte *c*, desto kleiner ist die Rovingbreite w_r. Ein umgekehrter Einfluss

der Fadendichte c ist bei der Rovinghöhe h_r zu beobachten. Da bei allen Laminaten Rovings mit dem gleichen Titer bei gleichem FVG verwendet wurden, sind die Querschnittsflächen A_r aller vermessenen Rovings dieser Serie gleich groß.

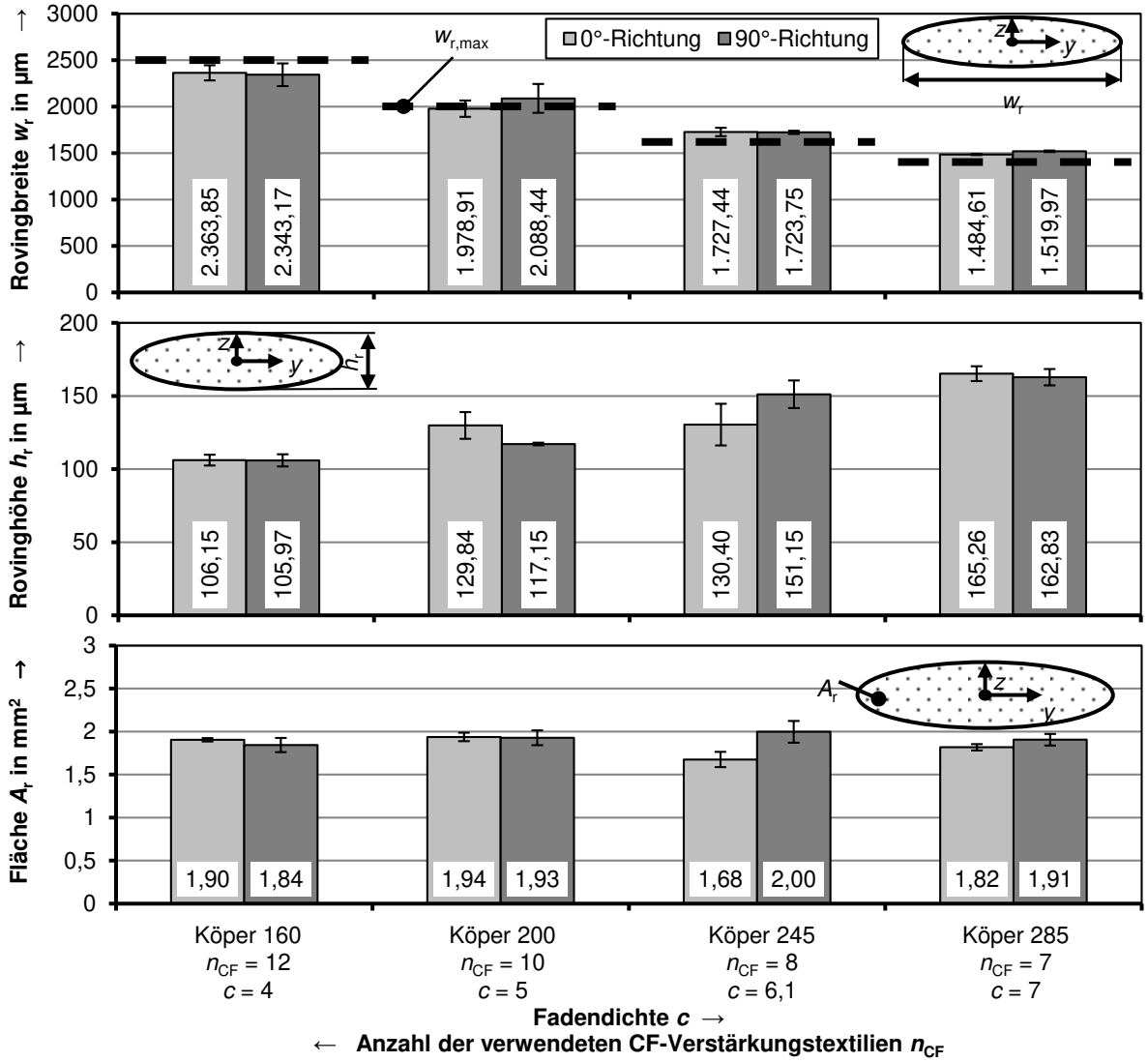
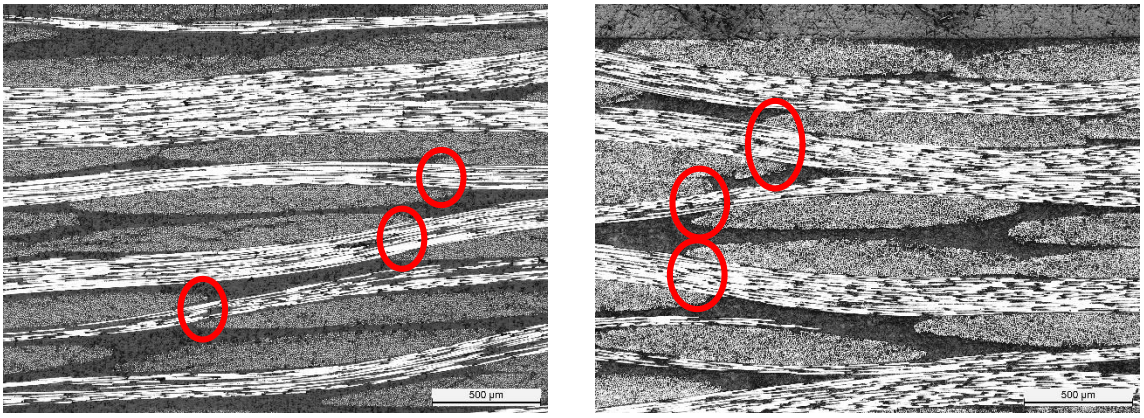


Abbildung 5.2: Rovingbreite w_r, Rovinghöhe h_r und Roving-Querschnittsfläche A_r der in Serie I untersuchten Laminate

Ab einer Fadendichte von $c \geq 5$ Rovings/cm übersteigt die Rovingbreite w_r die jeweilige theoretische maximale Rovingbreite $w_{r,max}$. Bei der Bestimmung der theoretischen maximalen Rovingbreite $w_{r,max}$ wird idealisiert angenommen, dass in einer Verstärkungstextillage Rovings mit der gleichen Orientierung in der gleichen Ebene liegen. Durch die Verwebung trifft diese Idealisierung jedoch nicht zu. Parallele Rovings sind in zwei parallel übereinanderliegenden Ebenen angeordnet. Ihre projizierten Flächen überschneiden sich in den Bereichen in denen ein Ebenenwechsel stattfindet (Abbildung 5.3). Bei höheren Fadendichten ist es daher möglich, dass die Rovingbreite w_r

größer als die theoretisch maximale Rovingbreite $w_{r,max}$ ist. Unter Berücksichtigung dieser Modellabweichung zeigt sich jedoch, dass die Werte der Rovingbreite w_r für eine Fadendichte von $c \geq 5$ qualitativ den Werten der theoretisch maximalen Rovingbreite $w_{r,max}$ folgen.



a) b)

Abbildung 5.3: Überlappung von parallelen Rovings in einer Textillage anhand von Schliffbilder der Laminate Köper 245 (a)) und Köper 285 (b))

Die Abhängigkeit der Rovingbreite w_r von der Fadendichte c wirkt sich auch auf die projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov}$ zwischen zwei sich kreuzenden Rovings aus (Abbildung 5.4).

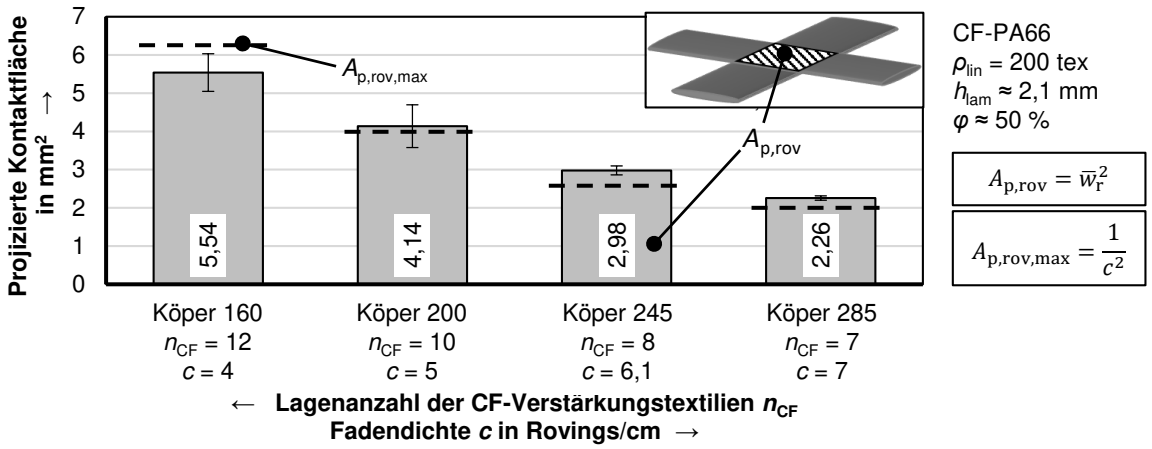


Abbildung 5.4: Projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov}$ und maximale projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov,max}$ zwischen zwei sich kreuzenden Rovings für die in Serie I untersuchten Laminate

Je größer die Fadendichte c, desto kleiner ist die Rovingbreite w_r und desto kleiner ist die resultierende projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov}$. Analog hierzu verhält sich die maximale projizierten Kontaktfläche $A_{p,rov}$.. Ähnlich wie bei der Rovingbreite übersteigt die projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov}$ ab einer Fadendichte von $c \geq 5$ Rovings/cm die maximale projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov,max}$ (maximale Abweichung von $A_{p,rov,max}$ bei Köper 245 und Köper 285 von je 11 %).

Im Gegensatz zu der projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ steigt die projizierte Kontaktfläche eines einzelnen CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex}$ mit zunehmender Fadendichte c an (Abbildung 5.5). Die Änderung des Einflusses der Fadendichte c resultiert durch die quadratische Berücksichtigung letzterer (Glg. 4.6).

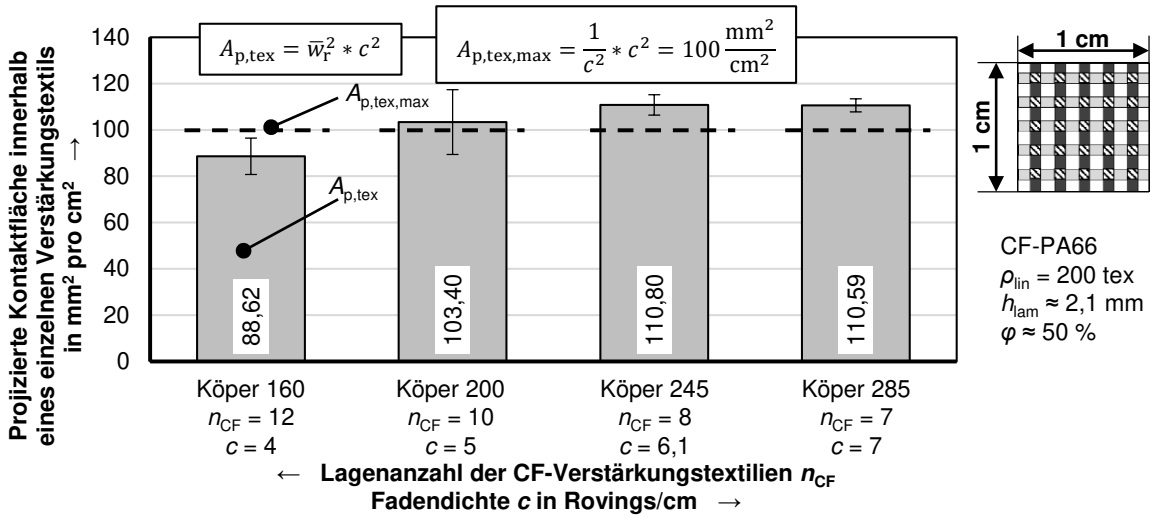


Abbildung 5.5: Projizierte Kontaktfläche eines einzelnen CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex}$ und maximale projizierte Kontaktfläche eines einzelnen CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex,max}$ für die in Serie I untersuchten Laminate; die Einteilung der Abstände auf der Abzisse erfolgte nach der Fadendichte c

Bei den Laminaten Köper 200, Köper 245 und Köper 285 liegt die projizierte Kontaktfläche $A_{p,tex}$ über der Bezugsfläche. Diese Modellabweichung ist ebenfalls auf das Überlappen benachbarter paralleler Rovings in einer Textillage zurückzuführen (Abbildung 5.3). Der Verlauf von $A_{p,tex}$ nähert sich jedoch mit zunehmender Fadendichte c ebenfalls einem Grenzwert, der über der Bezugsfläche liegt. Bei dem offenen Gewebe Köper 160 ist die ebene Packungsdichte nicht vollständig erreicht. Daher ist die projizierte Kontaktfläche eines einzelnen CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex}$ kleiner als die Bezugsfläche.

Die intralaminare, die interlaminare und die kumulierte projizierte Kontaktfläche, $A_{p,intra}$, $A_{p,inter}$ und $A_{p,lam}$, der in Serie I untersuchten Laminate sind ebenfalls von der Fadendichte c abhängig (Abbildung 5.6). Im Vergleich zur projizierte Kontaktfläche eines einzelnen CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex}$ verringern sich alle drei Kontaktflächen, $A_{p,intra}$, $A_{p,inter}$ und $A_{p,lam}$, mit zunehmender Fadendichte c. Diese erneute Änderung der Abhängigkeit ist auf den dominierenden Einfluss der Anzahl der verwendeten CF-Verstärkungstextilien n_{CF} zurückzuführen.

Da bei den Laminaten Köper 200, Köper 245 und Köper 285 die maximale ebene Packungsdichte erreicht ist ($A_{p,tex} \geq A_{p,tex,max}$ (Abbildung 5.5)), ergibt sich deren kumulierte projizierte Kontaktfläche näherungsweise durch $A_{p,tex,max}$*(2n_{CF}-1), also durch das (2n_{CF}-1)-fache der Bezugsfläche. Daher ergibt sich ab einer Fadendichte von c = 5 Rovings/cm bei einem Titer von 200 tex für die kumulierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,lam}$ theoretisch eine lineare Abhängigkeit von der Anzahl der CF-Verstärkungstextilien n_{CF}.

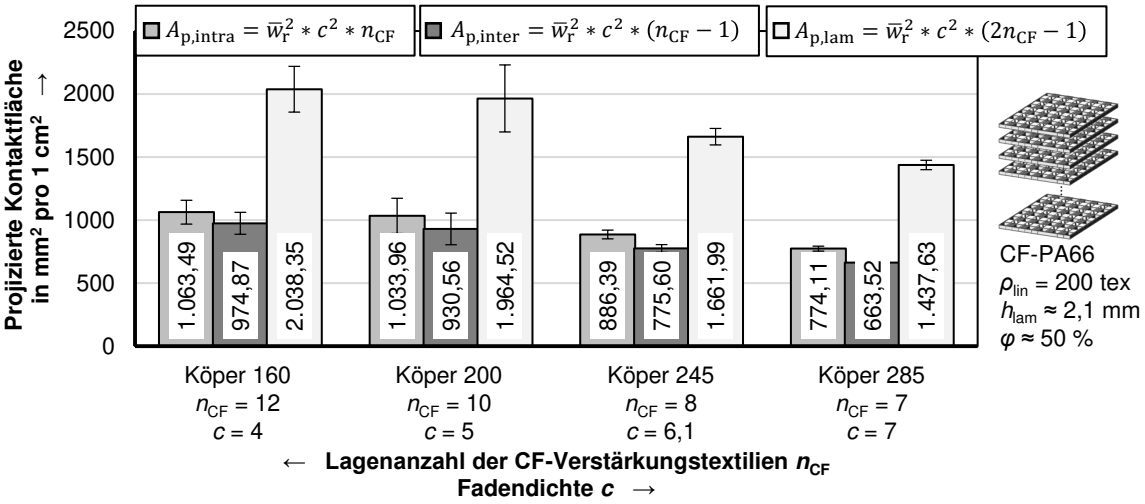


Abbildung 5.6: Intralaminare, interlaminare und kumulierte projizierte Kontaktfläche eines Laminats, $A_{p,intra}$, $A_{p,inter}$ und $A_{p,lam}$, der in Serie I untersuchten Laminate; die Einteilung der Abstände auf der Abzisse erfolgte nach der Fadendichte c

Abbildung 5.7 stellt den Zusammenhang zwischen der normierten projizierten Kontaktfläche $A_{p,norm}$ und den induktiven Aufheizraten der Laminate der Serie I dar. Je größer die normierte projizierte Kontaktfläche eines Laminats ist, desto größer ist dessen induktive Aufheizrate auf der induktorzugewandten sowie auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche. Die Werte der normierten projizierten Kontaktfläche der Laminate Köper 160 und Köper 200 weisen relativ große Standardabweichungen auf.

Im Gegensatz zu den anderen drei Geweben handelt es sich bei Köper 160 um ein offenes Gewebe ($w_r < w_{r,max}$). Werden die Werte des Köper 160 in Abbildung 5.7 vernachlässigt, können die Werte der anderen drei Laminate durch eine lineare Regressionskurve sehr gut angenähert werden. Die Bestimmtheitsmaße deuten auf eine gute Anpassungsgüte des linearen Ansatzes hin. Demnach können die Aufheizraten der beiden Laminatoberflächen mittels der normierten projizierten Kontaktfläche $A_{p,norm}$ vorhergesagt werden, sofern es sich um ein Laminat aus geschlossenen Geweben handelt.

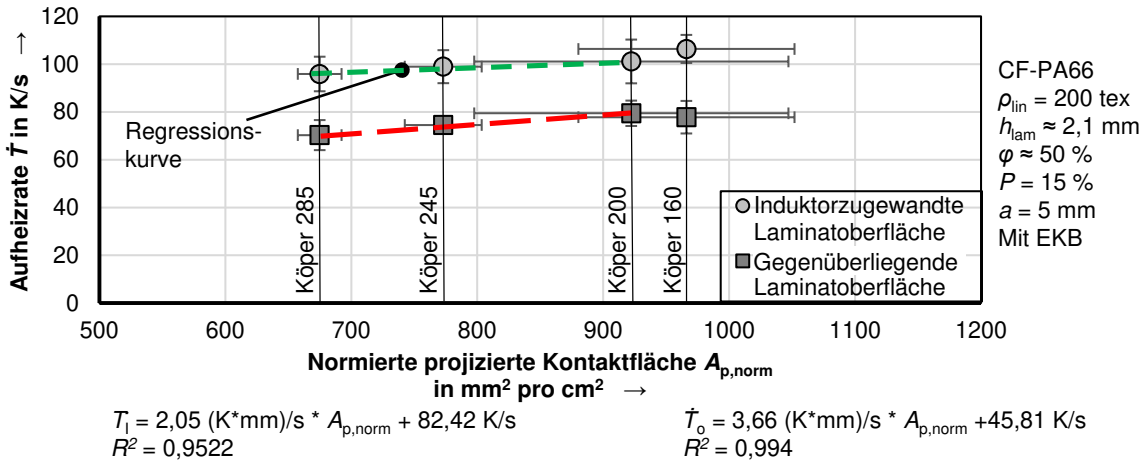


Abbildung 5.7: Induktive Aufheizraten der in Serie I untersuchten Laminate bezogen auf deren normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,lam}$ mit Angabe der Geradengleichungen der beiden Regressionskurven sowie deren Bestimmtheitsmaß; der Nullpunkt der Abszisse ist unterdrückt.

5.2 Einfluss des Titers

Zur Untersuchung des Einflusses des Titers ρ_{lin} in Serie II wurden die ermittelten Aufheizraten der Laminate Köper 200 und Köper 160 aus Serie I erneut aufgegriffen und mit den Aufheizraten von Laminaten mit einem höheren Titer (Köper 400A bzw. Köper 630) verglichen. Da jeweils zwei Laminate einen gleichen Titer aufweisen, muss zwischen Laminaten mit einer Fadendichte von $c = 4$ Rovings/cm und $c = 5$ Rovings/cm differenziert werden. Die Änderung des Titers bedingt eine Änderung des Flächengewichts. Folglich ändert sich bei gleichem FVG und gleicher Laminatdicke die Anzahl der verwendeten CF-Verstärkungstextilien n_{CF}.

5.2.1 Vergleich der Aufheizraten

Wird der Titer verdoppelt, reduziert sich die Aufheizrate auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche um ca. 9 % (Abbildung 5.8, links); wird er vervierfacht reduziert sich die Aufheizrate um ca. 18 % (Abbildung 5.8, rechts). Folglich liegt eine nahezu lineare Abhängigkeit zwischen Titer ρ_{lin} und Aufheizrate $\dot{T}_i$ auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche vor.

Auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche verringert sich die Aufheizrate $\dot{T}_o$ ebenfalls durch die Erhöhung des Titers, allerdings zeigt sich ein deutlich geringerer Abfall als auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche. Im Vergleich zu den anderen drei Laminaten zeigt Köper 630 auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche eine relativ große Aufheizrate und weist somit die geringste Differenz zwischen der

Aufheizrate auf der induktorzugewandten und auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche auf. Grund hierfür ist die ausgeprägtere Verteilung der Wärme im Laminat durch Wärmeleitung aufgrund der langsameren Erwärmung. Je geringer die Aufheizrate auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche, desto geringer ist die Differenz zwischen den Aufheizraten auf der induktorzugewandten und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche.

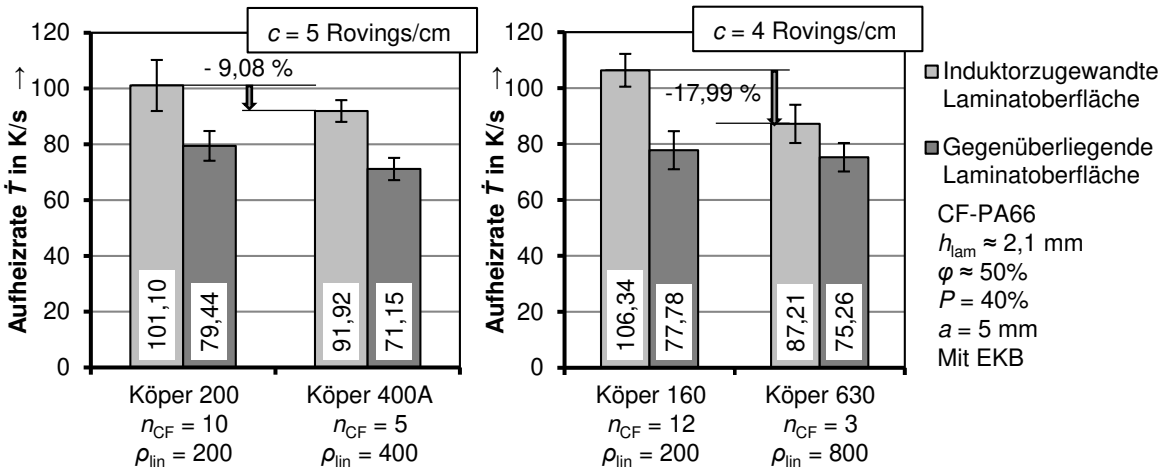


Abbildung 5.8: Ermittelte Aufheizraten der Laminate aus Serie II zur Bestimmung des Einflusses des Titers ρ_{lin}; links: Köpergewebe mit einer Fadendichte c von 5 Rovings/cm, rechts: Köpergewebe mit einer Fadendichte c von 4 Rovings/cm

5.2.2 Vergleich der Kontaktflächen

Durch eine Erhöhung des Titers ρ_{lin} bei gleichem FVG und gleicher Laminatdicke wird die Roving-Querschnittsfläche A_r vergrößert (Abbildung 5.9). Dies resultiert aus der gesteigerten Anzahl an CF-Filamenten in einem Roving. Bei den Laminaten mit einer Fadendichte von 5 Rovings/cm (Köper 200 und Köper 400A) führt eine Verdoppelung des Titers zu keiner signifikanten Änderung der Rovingbreite w_r, da in beiden Fällen die maximale Rovingbreite $w_{r,max}$ bereits erreicht ist. Die Querdehnung des Rovings ist bei dieser Fadendichte bereits bei einem Titer von 200 tex geometrisch begrenzt (Köper 200). Das durch die Titersteigerung vergrößerte Rovingvolumen muss folglich durch einen Anstieg der Rovinghöhe h_r kompensiert werden. Durch eine Verdoppelung des Titers resultiert daher eine ca. doppelt so große Rovinghöhe h_r.

Wie in Serie I bereits erläutert handelt es sich beim Köper 160 um ein offenes Gewebe ($w_r < w_{r,max}$). Daher führt eine Steigerung des Titers beim Köper zunächst zu einem geringen Anstieg der Rovingbreite w_r bis die maximale Rovingbreite $w_{r,max}$ und somit die maximale Packungsdichte in der Ebene erreicht ist. Danach wird das restliche,

durch die Titersteigerung resultierende, Rovingvolumen durch eine Steigerung der Rovinghöhe h_r kompensiert. Eine Vervierfachung des Titers führt daher zu keiner Vervierfachung der Rovinghöhe.

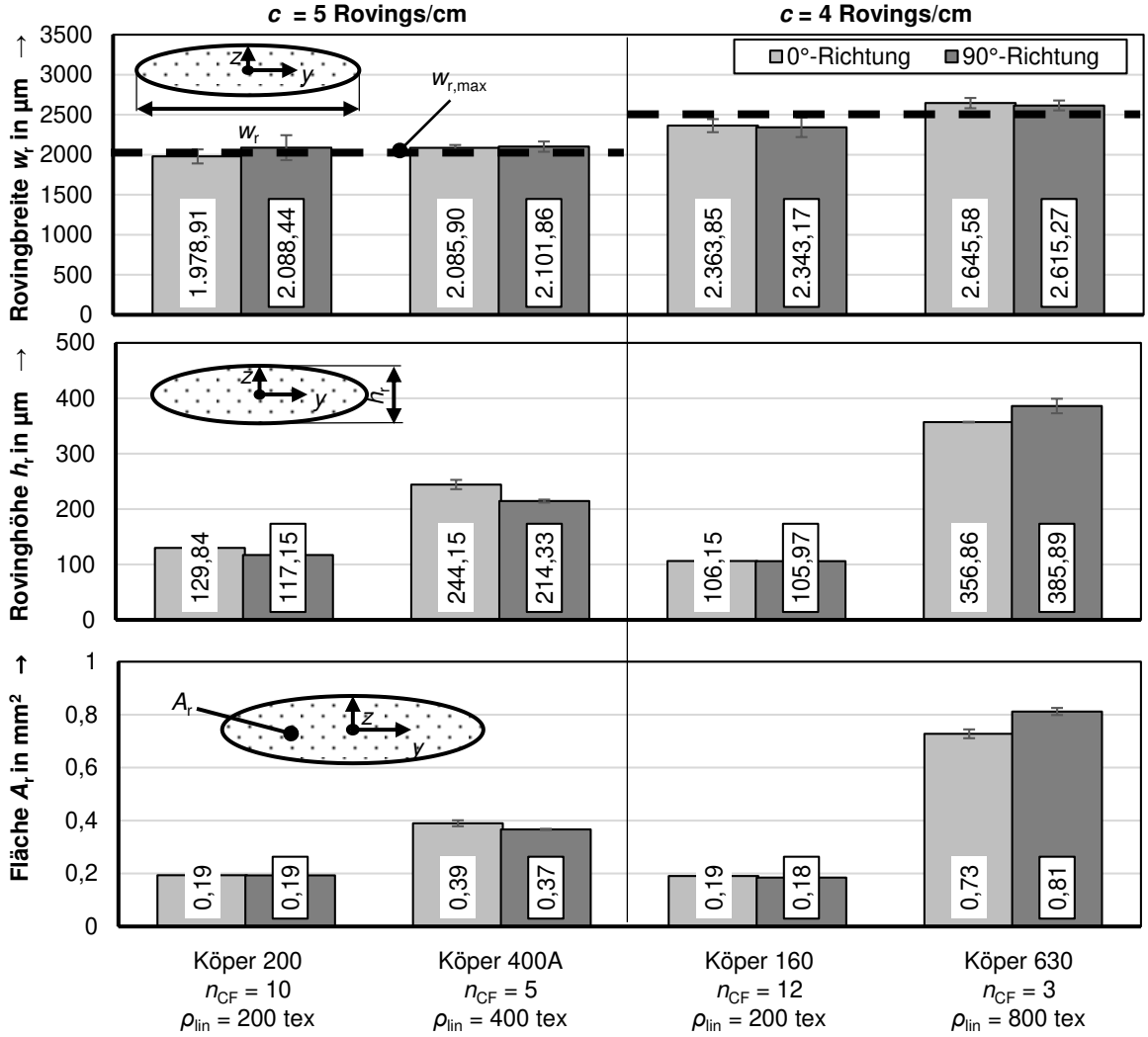


Abbildung 5.9: Rovingbreite w_r, Rovinghöhe h_r und Roving-Querschnittsfläche A_r der in Serie II untersuchten Laminate

Aufgrund der gleich großen Rovingbreiten der Laminate mit einer Fadendichte von 5 Rovings/cm ergibt sich für deren projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ kein Unterschied (Abbildung 5.10, links). Ein Einfluss des induktiven Aufheizverhaltens ist für den Fall der untersuchten Laminate mit einer Fadendichte von 5 Rovings/cm also nicht auf einen Mechanismus in dieser Betrachtungsebene zurückzuführen.

Bei den untersuchten Laminaten mit einer Fadendichte von 4 Rovings/cm führt eine Vervierfachung des Titers von 200 tex auf 800 tex zu einer Erhöhung der projizierten Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ (Abbildung 5.10, rechts).

Im Fall der untersuchten Laminate mit einer Fadendichte von 4 Rovings/cm ist eine Änderung der Aufheizrate u. a. auf die Änderung der projizierten Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ zurückzuführen.

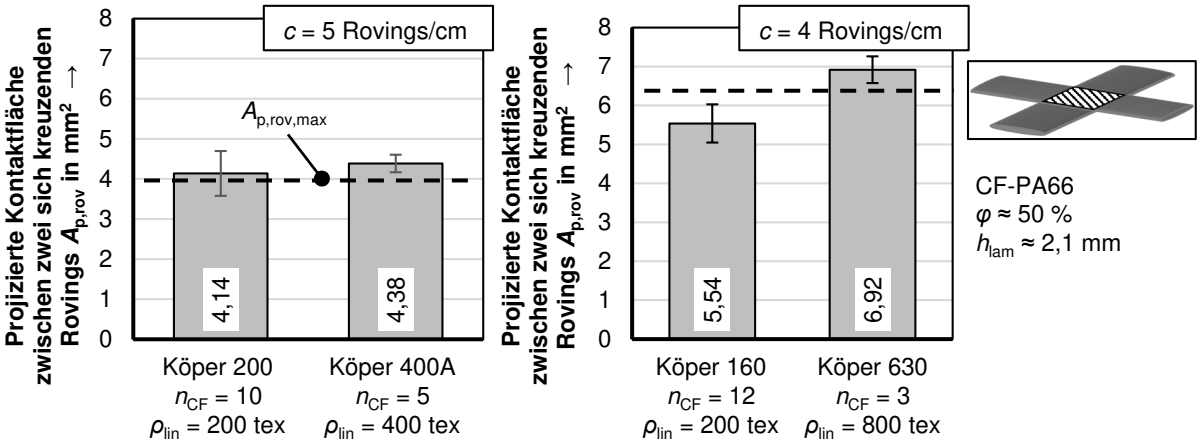


Abbildung 5.10: Projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov}$ und maximale projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov,max}$ zwischen zwei sich kreuzenden Rovings für die in Serie II verglichenen Laminate; links: Köpergewebe mit einer Fadendichte c von 5 Rovings/cm, rechts: Köpergewebe mit einer Fadendichte c von 4 Rovings/cm

Beim Vergleich zweier Laminate deren CF-Verstärkungstextilien die gleiche Fadendichte c aufweisen ist der relative Unterschied zwischen den Werten der projizierten Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ identisch mit dem relativen Unterschied zwischen den Werten der projizierten Kontaktfläche innerhalb eines Verstärkungstextils ($A_{p,tex}$) (vgl. Glg. 4.6). Dieser Zusammenhang zeigt sich ebenfalls bei den in Serie II untersuchten Laminaten (vgl. Abbildung 5.10 und Abbildung 5.11). Eine Beeinflussung des induktiven Aufheizverhaltens durch den Titer kann folglich nicht auf eine Veränderung der projizierten Kontaktfläche eines CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex}$ zurückgeführt werden.

Ein signifikanter Einfluss des Titers zeigt sich jedoch bei der intralaminaren, interlaminaren und kumulierten projizierten Kontaktfläche, $A_{p,intra}$, $A_{p,inter}$ und $A_{p,lam}$, der in Serie II untersuchten Laminate (Abbildung 5.12). Bei den Laminaten mit einer Fadendichte von 5 Rovings/cm ergibt sich durch die Verdoppelung des Titers von 200 tex (Köper 200) auf 400 tex (Köper 400A) eine Reduktion der kumulierten projizierten Kontaktfläche $A_{p,lam}$ um ca. 50 % (Abbildung 5.12, links). Diese Verringerung der kumulierten projizierten Kontaktfläche $A_{p,lam}$ resultiert nahezu ausschließlich aus der um die Hälfte verringerte Anzahl an CF-Verstärkungstextilien n_{CF}.

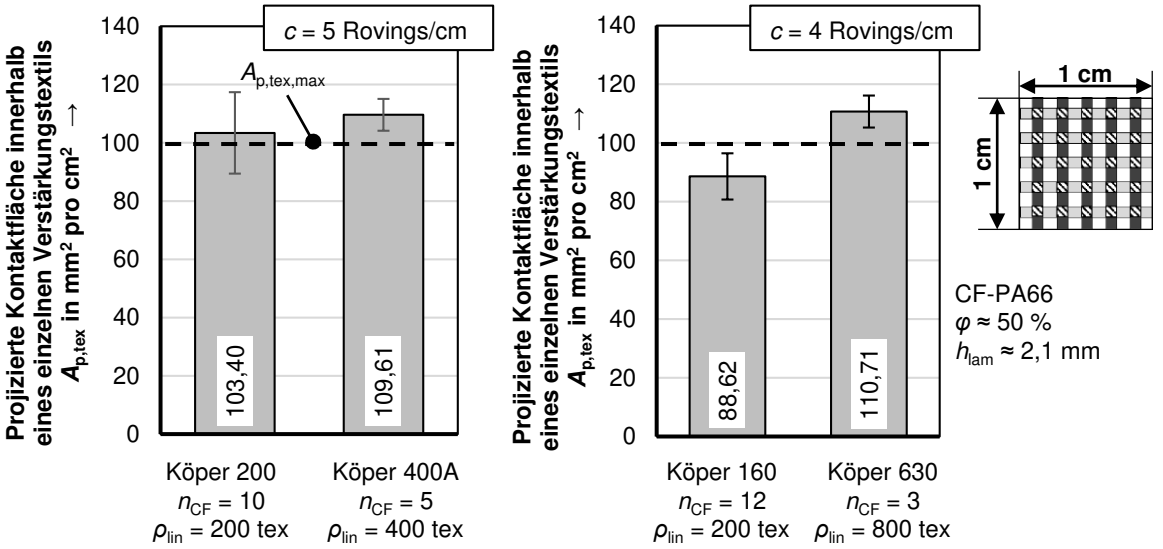


Abbildung 5.11: Projizierte Kontaktfläche eines einzelnen CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex}$ und maximale projizierte Kontaktfläche eines einzelnen CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex,max}$ für die in Serie II untersuchten Laminate

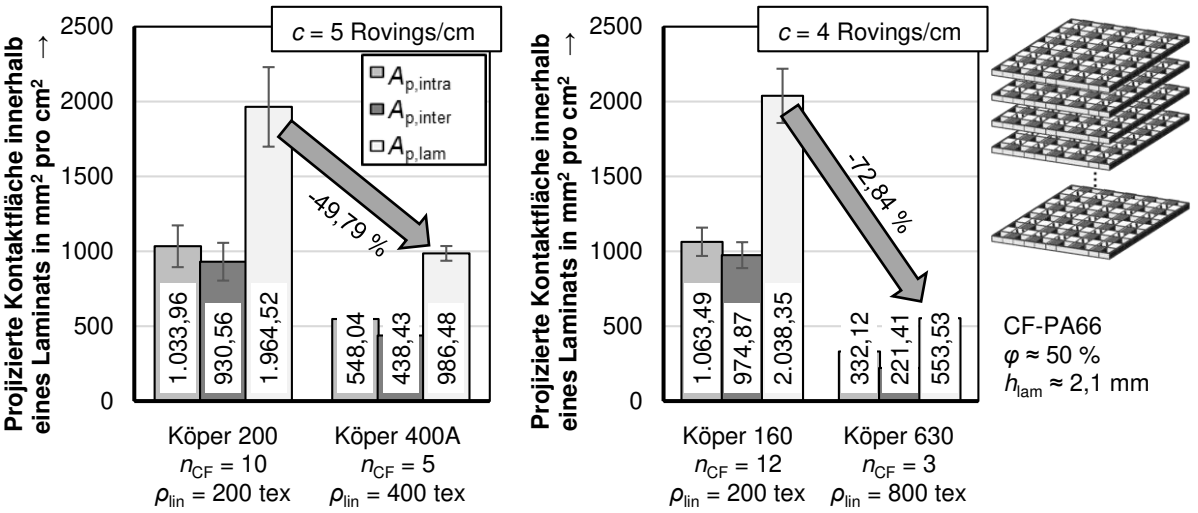


Abbildung 5.12: Intralaminare, interlaminare und kumulierte projizierte Kontaktfläche, $A_{p,intra}$, $A_{p,inter}$ und $A_{p,lam}$, der in Serie II untersuchten Laminate

Bei den Laminaten mit einer Fadendichte von 4 Rovings/cm wurde der Titer von 200 tex (Köper 160) auf 800 tex (Köper 630) um das Vierfache erhöht. Eine Verringerung der kumulierten projizierten Kontaktfläche $A_{p,lam}$ um ca.73 % ist die Folge (Abbildung 5.12, rechts). Der Unterschied in der kumulierten projizierten Kontaktfläche $A_{p,lam}$ ergibt sich jedoch nicht allein aus der um den Faktor 4 reduzierten Anzahl an CF-Verstärkungstextilien n_{CF}, sondern auch aus den unterschiedlich großen projizierten Kontaktflächen zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ (Abbildung 5.10). Beide Einflüsse wirken entgegengesetzt, wobei der Einfluss der Anzahl an CF-Verstärkungstextilien n_{CF} dominiert.

Da für Köper 160 und Köper 200 die Aufheizraten sowie die normierten projizierten Kontaktflächen aus Serie I übernommen wurden, werden bei den beiden Laminaten in Abbildung 5.13 erneut die großen Standardabweichungen der normierten projizierten Kontaktflächen ersichtlich.

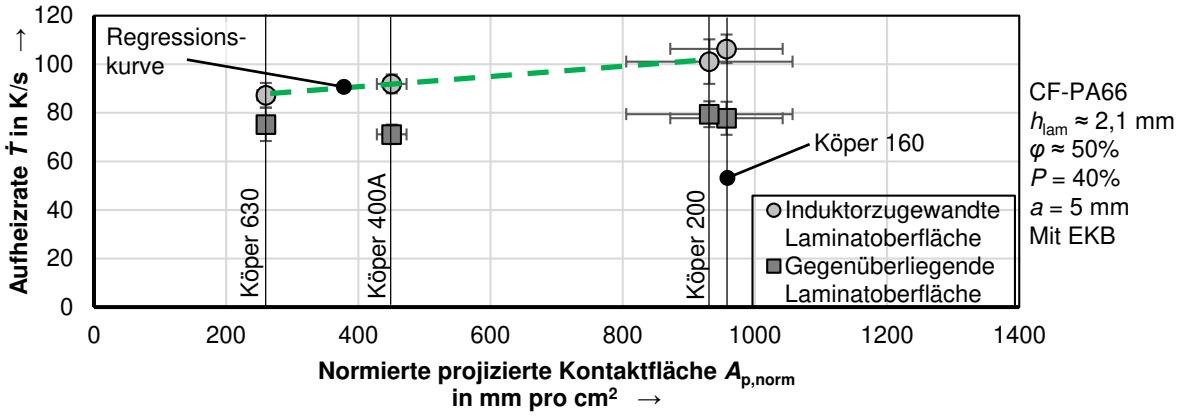


Abbildung 5.13: Induktive Aufheizraten der in Serie II untersuchten Laminate bezogen auf deren normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$

Aus diesem Grund wurden erneut die Werte des Köper 160 bei der Berechnung einer linearen Regressionskurve für die Werte der induktorzugewandten Laminatoberfläche nicht berücksichtigt. Die Regressionskurve wird durch die in Gleichung 5.1 beschriebene Geradengleichung definiert und weist ein Bestimmtheitsmaß von 0,9963 auf.

$$\dot{T}_{\mathrm{i}} = 2{,}04\ (\mathrm{K} * \mathrm{mm})/\mathrm{s} * A_{\mathrm{p,norm}} + 82{,}26\ \mathrm{K/s} \qquad 5.1$$

Unter Berücksichtigung der Messungenauigkeit sind die Regressionskurven der induktorzugewandten Laminatoberflächen in Abbildung 5.7 und Abbildung 5.13 (vgl. Glg. 5.1) nahezu identisch. Dies deutet darauf hin, dass bei gleichen Randbedingungen (FVG, Laminatdicke, CF-Typ, Bindungsart des CF-Verstärkungstextils, Kopplungsabstand und Generatorleistung sind konstant) für Laminate aus geschlossenen Geweben durch die Berechnung der normierten projizierten Kontaktfläche analytisch auf die Aufheizrate der induktorzugewandten Laminatoberfläche geschlossen werden kann.

Der Verlauf der Aufheizrate der gegenüberliegenden Laminatoberfläche bezogen auf die normierte projizierte Kontaktfläche kann jedoch nicht durch eine lineare Regression abgebildet werden (Abbildung 5.13). Neben den Werten des Köper 160 weichen hier zudem die Werte des Köper 630 deutlich von einer Geraden ab.

5.3 Vergleich zwischen Einfluss des Titers und der Fadendichte

Zuvor wurden in den Versuchsreihen I und II jeweils einzeln der Einfluss der Fadendichte c bzw. des Titers ρ_{lin} anhand unterschiedlicher Köpergewebe untersucht. Bei beiden Parametern zeigt sich, dass durch eine Parametererhöhung eine Reduktion der induktiven Aufheizrate einhergeht. Sowohl die Fadendichte c als auch der Titer ρ_{lin} beeinflussen wechselseitig die Rovingbreite w_r und somit die projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$. Dominierenden Einfluss hatte jedoch in beiden Versuchsserien die Anzahl der CF-Verstärkungstextilien $n_{CF.}$ Um den Einfluss der Anzahl der CF-Verstärkungstextilien n_{CF} auszuschließen, werden in Serie III zwei Laminate mit dem gleichen Flächengewicht m_a = 400 g/m^2 untersucht, die sich jedoch gleichzeitig in Fadendichte c und Titer ρ_{lin} unterscheiden.

5.3.1 Vergleich der Aufheizraten

Beide Laminate wurden speziell für diese Serie hergestellt. Daher unterscheiden sich die Aufheizraten des Köper 400A aus dieser Serie leicht von denen des Köper 400A aus Serie II (vgl. Abbildung 5.8 und Abbildung 5.14).

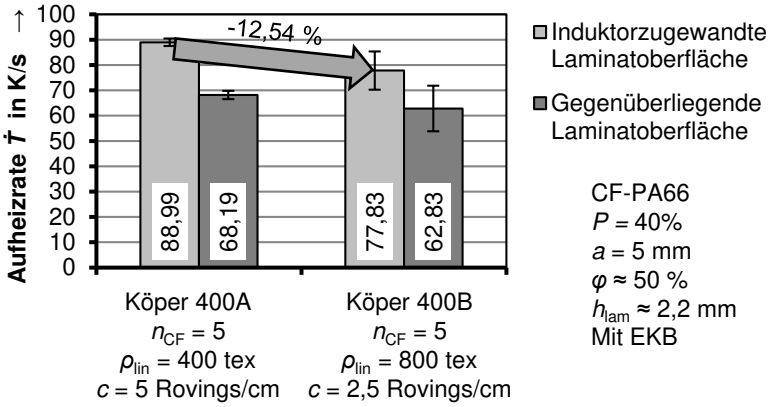


Abbildung 5.14: Ermittelte Aufheizraten der Laminate aus Serie III zum Vergleich zwischen dem Einfluss der Fadendichte c und des Titers ρ_{lin}

Obwohl die beiden verwendeten CF-Verstärkungstextilien das gleiche Flächengewicht m_a aufweisen, unterscheiden sich die daraus hergestellten Laminate in ihren Aufheizraten (Abbildung 5.14). Ausgehend vom Köper 400A müsste eine Verdoppelung des Titers ρ_{lin} von 400 tex auf 800 tex beim Köper 400B zu niedrigeren Aufheizraten auf beiden Laminatoberflächen führen. Dem entgegen wirkt die Halbierung der Fadendichte c von 5 Rovings beim Köper 400A auf 2,5 Rovings/cm beim Köper 400B. Die Verringerung der Fadendichte müsste zu einer Erhöhung der Aufheizraten auf den

beiden Laminatoberflächen führen. Experimentell zeigt sich, dass Köper 400B im Vergleich zu Köper 400A eine um 12,25 % reduzierte Aufheizrate auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche aufweist (Abbildung 5.14). Der Einfluss des Titers ρ_{lin} ist bei diesen Randbedingungen dominierender als der Einfluss der Fadendichte c.

5.3.2 Vergleich der Kontaktflächen

Die Verdoppelung des Titers von 400 tex (Köper 400A) auf 800 tex (Köper 400B) führt zu einer Verdopplung der Roving-Querschnittsfläche A_r (Abbildung 5.15). Die gleichzeitige Halbierung der Fadendichte von 5 Rovings/cm auf 2,5 Rovings/cm führt zu einer Verdoppelung der Rovingbreite w_r. Die Rovinghöhe h_r ist jedoch von dieser Parameterveränderung nicht beeinflusst.

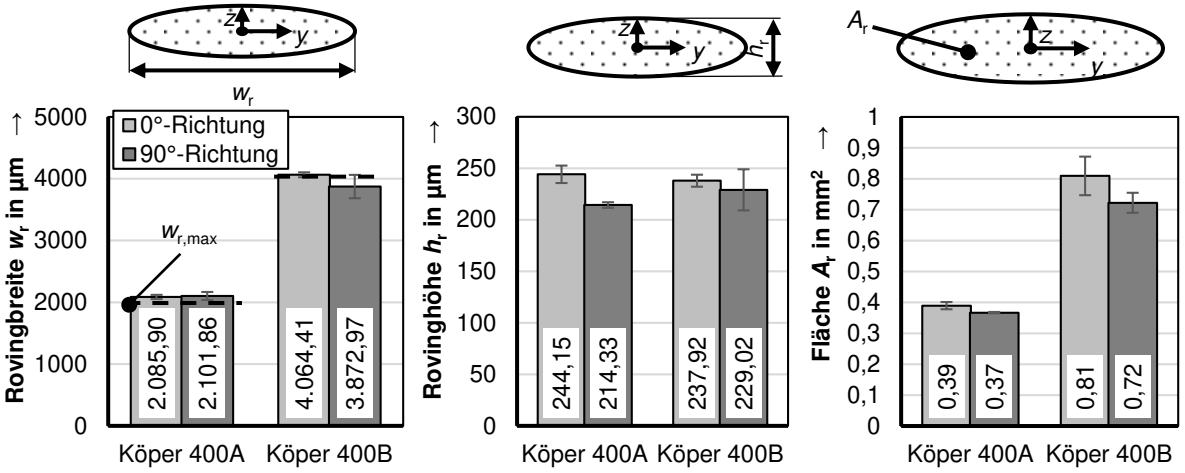


Abbildung 5.15: Rovingbreite w_r, Rovinghöhe h_r und Roving-Querschnittsfläche A_r der in Serie III untersuchten Laminate

Da die Rovings des Köper 400B über einen größeren Titer ρ_{lin} verfügen und gleichzeitig das Gewebe eine geringere Fadendichte c aufweist, kann sich der Roving lateral weiter ausdehnen als beim Köper 400A. Folglich stellt sich bei Köper 400B eine deutlich größere Rovingbreite w_r und somit eine größere projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov}$ ein als beim Köper 400A (Abbildung 5.16, links). Die projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ des Köper 400B ist um das 3,6-fache größer als die des Köper 400A.

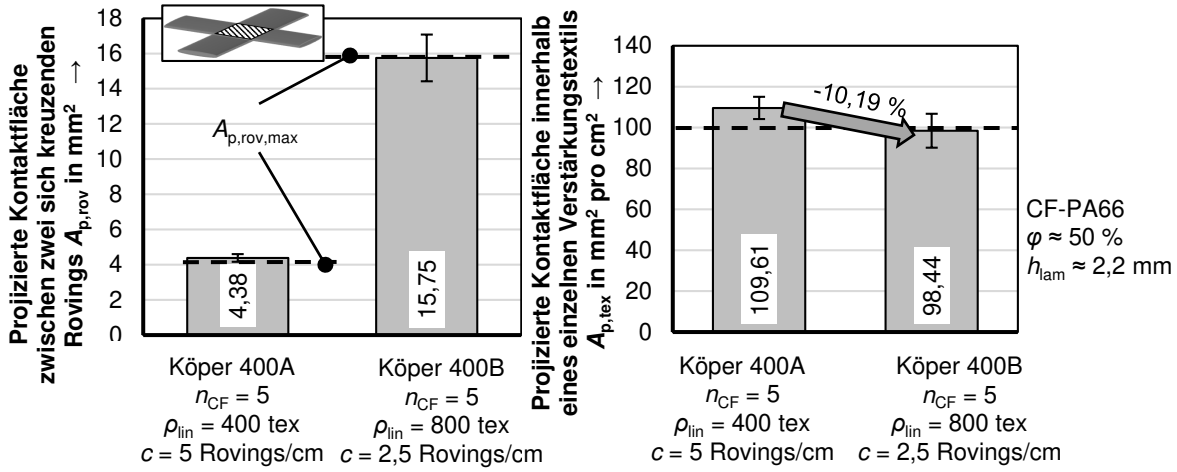


Abbildung 5.16: Links: Projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov}$ und maximale projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov,max}$ zwischen zwei sich kreuzenden Rovings für die in Serie III verglichenen Laminate; rechts: Projizierte Kontaktfläche eines einzelnen CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex}$ und maximale projizierte Kontaktfläche eines einzelnen CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex,max}$ für die in Serie III untersuchten Laminate

Der signifikante Unterschied in der projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ wird bei der Betrachtung auf Textillagenebene durch die größere Fadendichte c des Köper 400A kompensiert (Abbildung 5.16,rechts). Die projizierte Kontaktfläche innerhalb eines einzelnen CF-Verstärkungstextils $A_{p,tex}$ des Köper 400B ist um ca. 10 % kleiner als die des Köper 400A.

Das Verhältnis zwischen den projizierten Kontaktflächen der beiden Laminate ändert sich aufgrund der gleichen Anzahl an CF-Verstärkungstextilien n_{CF} in der übergeordneten Betrachtungsebene nicht. Die intralaminare, die interlaminare sowie die kumulierte projizierte Kontaktfläche eines Laminats, $A_{p,intra}$, $A_{p,inter}$ und $A_{p,lam}$, des Köper 400B sind ebenfalls ca. 10 % kleiner als die des Köper 400A (Abbildung 5.17).

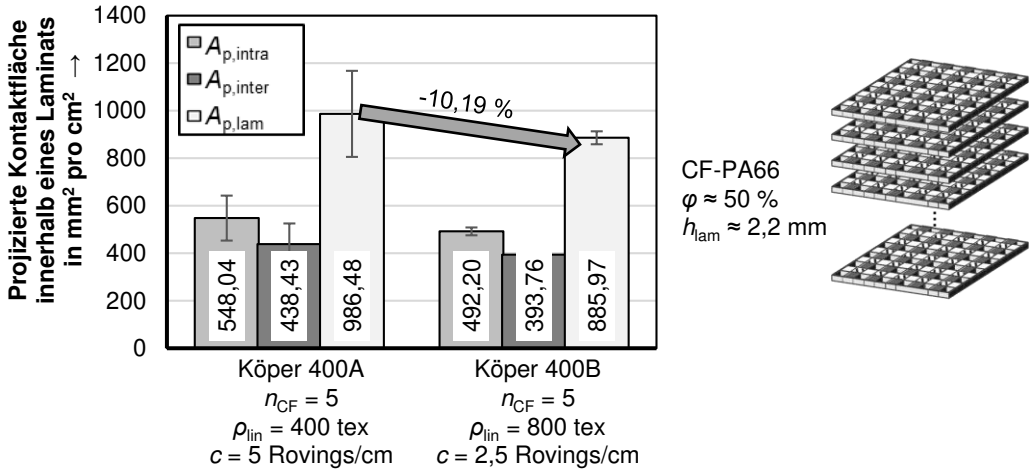


Abbildung 5.17: Intralaminare, interlaminare und kumulierte projizierte Kontaktfläche, $A_{p,intra}$, $A_{p,inter}$ und $A_{p,lam}$, der in Serie III untersuchten Laminate

Die normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$ korreliert mit den induktiven Aufheizraten der induktorzugewandten Laminatoberflächen beider Laminate (Abbildung 5.18). Eine durch den Koordinatenursprung verlaufende Regressionsgerade, die basierend auf den Punkten der induktorzugewandten Laminatoberfläche der beiden Laminate berechnet wurde, hat die Steigung 19,97 (K*mm)/s und das Bestimmtheitsmaß 0,961.

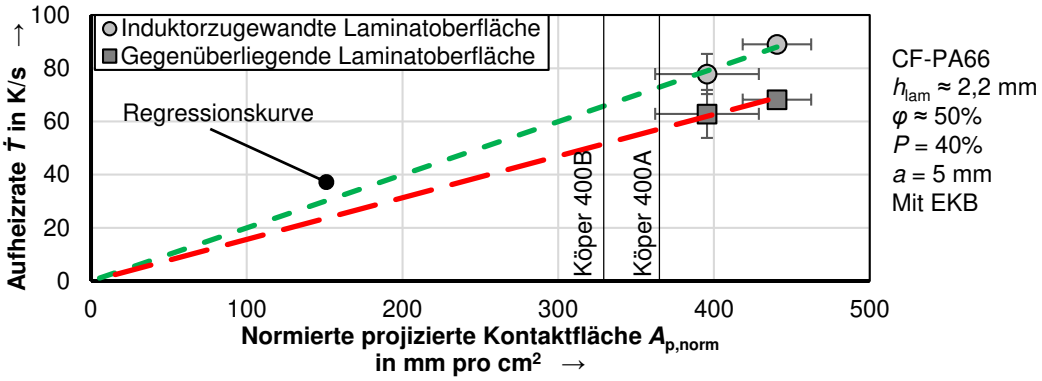


Abbildung 5.18: Induktive Aufheizraten der in Serie III untersuchten Laminaten bezogen auf deren normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$

Unter Berücksichtigung einer gewissen Messungenauigkeit kann hieraus gefolgert werden, dass wenn das Flächengewicht und somit die Lagenanzahl sich nicht ändert, sich die induktive Aufheizrate der induktorzugewandten Laminatoberfläche proportional zur normierten projizierten Kontaktfläche verhält. Werden hingegen gleichzeitig die normierte projizierte Kontaktfläche und die Lagenanzahl durch eine Veränderung des Titers bzw. der Fadendichte beeinflusst, überlagern sich zwei Effekte, die zwar zu einer linearen, aber keiner proportionalen Abhängigkeit der Aufheizrate von der normierten projizierten Kontaktfläche führen (vgl. Abbildung 5.7 und Abbildung 5.13). Durch die Änderung der Lagenanzahl wird nicht nur die normierte projizierte Kontaktfläche erhöht, sondern es ändert sich auch die Position der Einzellagen relativ zum Magnetfeld und somit die auf die Einzellage einwirkende magnetische Felddichte (Abbildung 5.19).

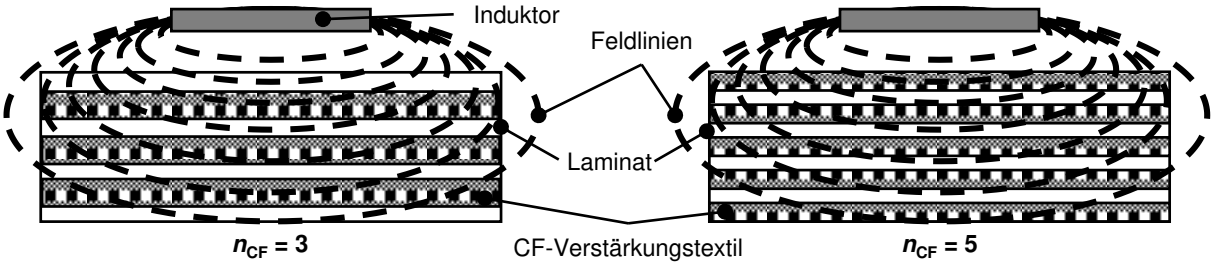


Abbildung 5.19: Vergleich der Positionen der Einzellagen zu den magnetischen Feldlinien in Abhängigkeit der Anzahl an CF-Verstärkungstextilien

5.4 Einfluss des Faservolumengehalts

Neben den mechanischen Eigenschaften beeinflusst der FVG u. a. die elektrischen Eigenschaften eines CFK-Laminats und somit dessen induktives Aufheizverhalten. Um den Einfluss des FVG auf textilverstärkte CFK-Laminate zu untersuchen, wurden in Serie IV Laminate mit drei unterschiedlichen FVG hergestellt (30 %, 45% und 60 %). Zusätzlich wurde der Einfluss des CF-Verstärkungstextils erfasst, indem fünf verschiedene CF-Verstärkungstextilien in dieser Serie verwendet wurden. Die induktiv erwärmten Laminate wurden speziell für diese Serie hergestellt.

5.4.1 Vergleich der Aufheizraten

Durch die Steigerung des FVG geht stets eine Erhöhung der Aufheizraten auf der induktorzugewandten und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche einher (Abbildung 5.20 und Abbildung 5.21). Um die Steigerung der Aufheizraten quantitativ zu vergleichen, wurde für jede Laminatoberfläche eine lineare Regressionskurve bestimmt. Alle Regressionskurven weisen ein Bestimmtheitsmaß größer gleich 0,9684 auf. Ein linearer Zusammenhang zwischen induktiver Aufheizrate und FVG ist plausibel, da sich ebenfalls die elektrische Leitfähigkeit in Laminatebene entsprechend der Mischungsregel linear zum FVG verhält.

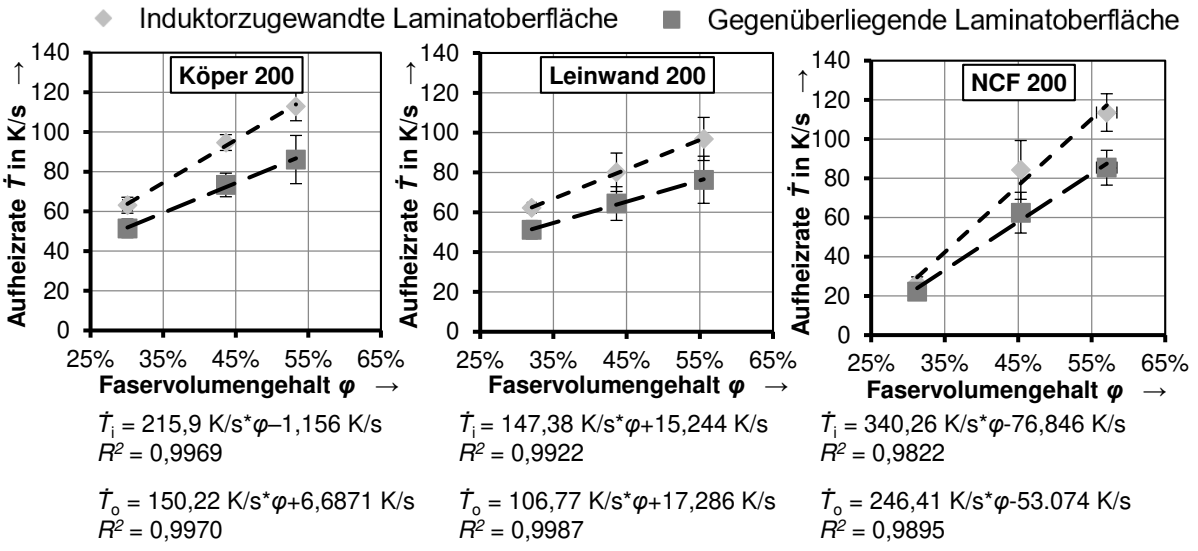
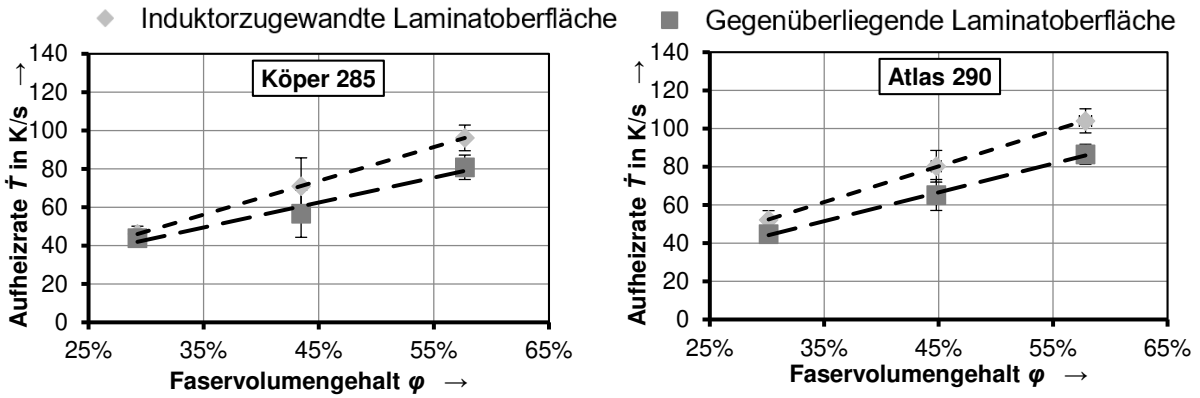


Abbildung 5.20: Induktive Aufheizraten der in Serie IV untersuchten Laminate (CF-PA66, P = 40 %, a = 5 mm, $h_{lam} \approx$ 2,1 mm, ρ_{lin} = 200 tex, mit EKB) mit einer Fadendichte von c = 5 Rovings/cm in Abhängigkeit des FVG φ mit Angabe der Geradensteigungen der Regressionskurven der induktorzugewandten Laminatoberfläche $\dot{T}_i(\varphi)$ und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche $\dot{T}_o(\varphi)$ sowie deren Bestimmtheitsmaße R^2, die Nullpunkte der Abszissen sind unterdrückt



$\dot{T}_i$ = 176,06 K/s*φ-5,4373 K/s
R^2 = 1,000

$\dot{T}_o$ = 130,19 K/s*φ+3,8536 K/s
R^2 = 0,9684

$\dot{T}_i$ = 187,27 K/s*φ-4,0461 K/s
R^2 = 0,9998

$\dot{T}_o$ = 150,87 K/s*φ-1,3014 K/s
R^2 = 0,9981

Abbildung 5.21: Induktive Aufheizraten der in Serie IV untersuchten Laminate (CF-PA66, P = 40 %, a = 5 mm, $h_{lam} \approx$ 2,1 mm, ρ_{lin} = 200 tex, mit EKB) mit einer Fadendichte von c = 7 Rovings/cm bzw. c = 7,3 Rovings/cm in Abhängigkeit des FVG φ mit Angabe der Geradensteigungen der Regressionskurven der induktorzugewandten Laminatoberfläche $\dot{T}_i(\varphi)$ und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche $\dot{T}_o(\varphi)$ sowie deren Bestimmtheitsmaße R^2; die Nullpunkte der Abszissen sind unterdrückt

Die Regressionskurve der induktorzugewandten Laminatoberfläche verläuft bei allen untersuchten Laminaten steiler als die der gegenüberliegenden Laminatoberfläche. Dies ist auf die Zeitabhängigkeit der Wärmeleitung innerhalb des Laminats zurückzuführen. Je größer die Aufheizrate, desto weniger Zeit steht für den Abtransport bzw. die Verteilung der Wärme zur Verfügung. Hieraus resultiert eine zunehmende Differenz zwischen den Aufheizraten der induktorzugewandten und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche bei steigendem FVG.

Des Weiteren zeigt ein Vergleich der Regressionskurven der unterschiedlichen Laminate, dass diese von den verwendeten CF-Verstärkungstextilien beeinflusst werden. Innerhalb der Gruppe der CF-Verstärkungstextilien mit einem Flächengewicht von 200 g/m^2 stechen die großen Steigungen der beiden Regressionskurven des NCF 200 heraus (Abbildung 5.20). Verglichen mit Köper 200 sind die beiden Steigungen des NCF 200 um das ca. 1,6-fache größer. Beim Vergleich zwischen NCF 200 und Leinwand 200 zeigt sich jeweils für die beiden Steigungen ein Faktor von 2,3. Bei einem FVG von 30 % weist das NCF 200 zudem auf beiden Laminatoberflächen die geringsten Aufheizraten unter allen betrachteten Laminaten auf. Bei einem FVG von 60 % ergeben sich jedoch für die Aufheizraten beider Laminatoberflächen des NCF 200 sowie des Köper 200 nahezu die gleichen Werte, die zudem die höchsten Aufheizraten in dieser Serie darstellen.

Die geringeren Aufheizraten des Köper 285 und des Atlas 285 im Vergleich zu den Laminaten mit Verstärkungstextilien mit Flächengewichten von 200 g/m^2 sind auf die geringere Anzahl an verwendeten CF-Verstärkungstextilien n_{CF} zurückzuführen (vgl. Kapitel 5.1 und 5.2). Die Regressionskurven der jeweils beiden Laminatoberflächen von Köper 285 und Atlas 290 ähneln sich stark. Dennoch sind die Aufheizraten des Atlas 290 bei gleichem FVG leicht größer als die des Köper 285.

5.4.2 Vergleich der Kontaktflächen

Bei textilverstärkten CFK-Laminaten bedingt eine Zunahme des FVG bei gleichbleibender Laminatdicke eine Zunahme der Lagenanzahl der CF-Verstärkungstextilien n_{CF}. Hierdurch ergibt sich eine Steigerung des Kompaktierungsdrucks, der auf das einzelne CF-Verstärkungstextil im Laminat wirkt. Eine Steigerung des Kompaktierungsdrucks führt jedoch nicht zu einer Erhöhung der Rovingbreite w_r (Abbildung 5.22). Jedoch werden die Rovinghöhe h_r und die Roving-Querschnittsfläche A_r vom FVG beeinflusst. Dies ist deutlich in Abbildung 5.22 anhand der Messwerte für Leinwand 200 zu sehen. Mit zunehmenden FVG verringert sich die Rovinghöhe h_r sowie die Roving-Querschnittsfläche A_r. Die Messwerte der restlichen Laminate deuten unter Berücksichtigung der Standardabweichungen ebenfalls auf diese Abhängigkeit hin. Dieser Einfluss kann auf die beiden folgenden Ursachen zurückgeführt werden:

- Durch die Erhöhung des FVG verringern sich nicht nur die matrixreichen Bereiche zwischen den einzelnen Rovings, sondern es wird auch innerhalb eines Rovings der Matrixanteil reduziert (Abbildung 5.23).
- Die Kompaktierung der Rovings nimmt zu und trägt dazu bei, dass die Rovings in ihrer Höhe gestaucht werden.

Da die CF-Filamente nicht ideal gerade und parallel verlaufen, sondern Ondulationen aufweisen, führen diese beiden Effekte zu einer Steigerung der Kontaktpunkte zwischen den Filamenten eines Rovings. Hierdurch wird die elektrische Leitfähigkeit des Rovings in Längs- und Querrichtung gesteigert. Letztendlich wird der Gesamtwiderstand der von den Wirbelströmen durchflossenen Leiterschlaufen verringert, wodurch ein Anstieg der Aufheizraten begünstigt wird.

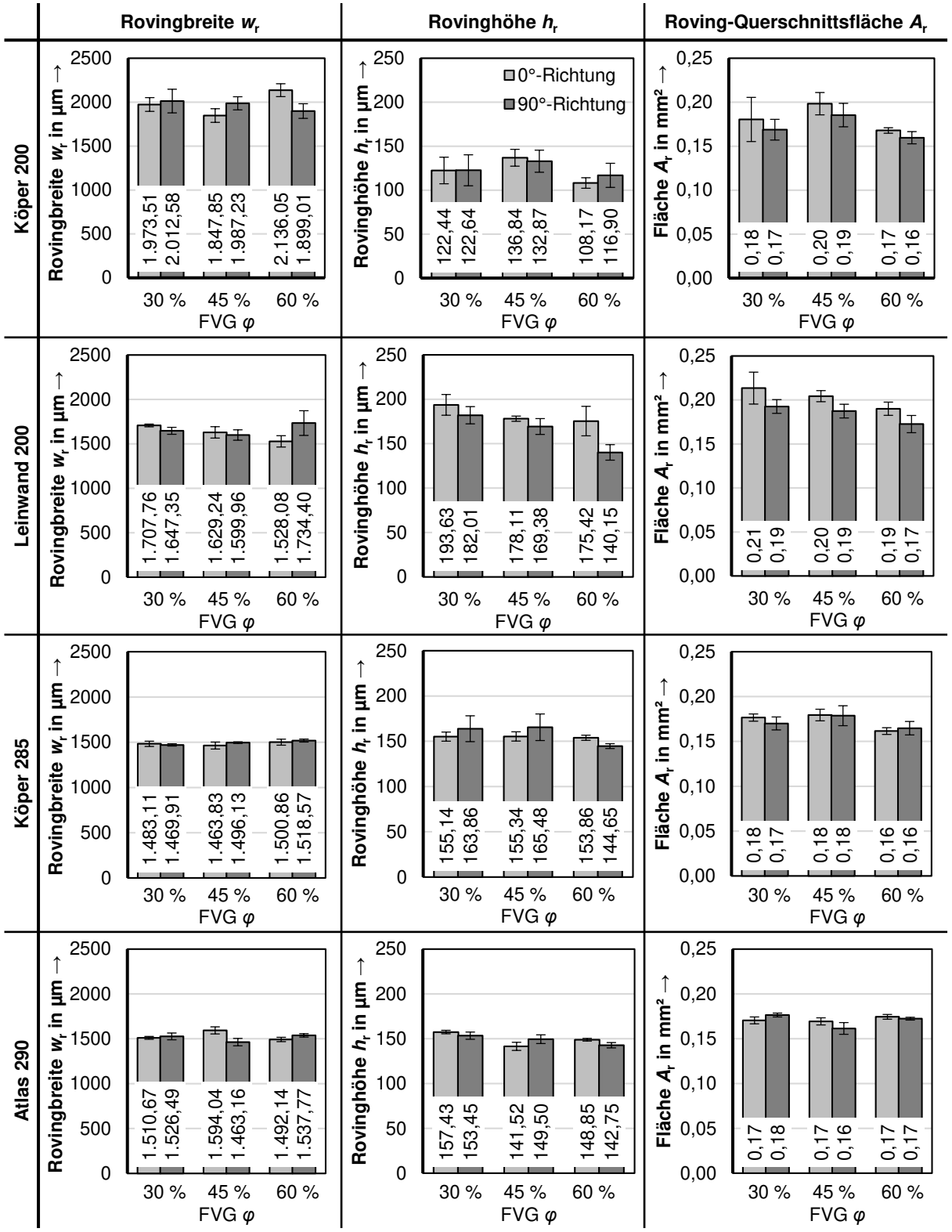


Abbildung 5.22: Übersicht der Rovingbreiten w_r, der Rovinghöhen h_r und der Roving-Querschnittsflächen A_r, die anhand der in Serie IV untersuchten Laminaten bestimmt wurden, in Abhängigkeit des FVG und der Rovingorientierung

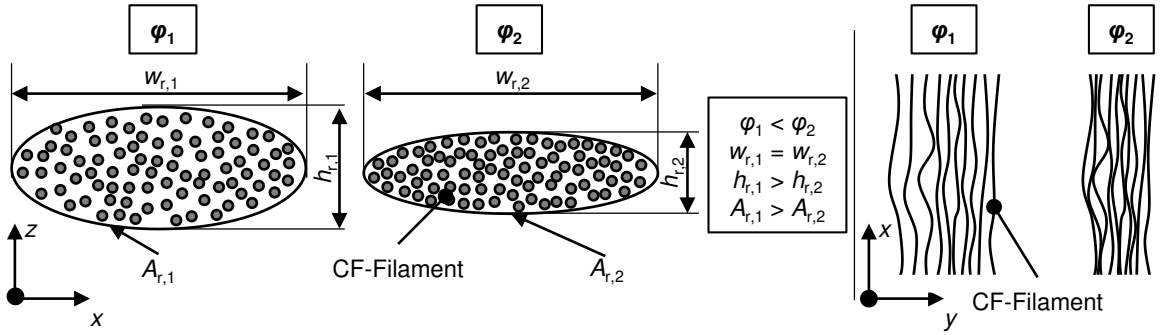


Abbildung 5.23: Geometrie des Rovingsquerschnitts und Anordnung der CF-Filamente in einem Roving bei unterschiedlichem FVG; links: Draufsicht auf Rovingquerschnitt; rechts: Draufsicht auf Laminatebene

Beim Vergleich der Rovingbreiten w_r der unterschiedlichen Gewebe, zeigt sich ein deutlicher Einfluss der Bindungsart. Durch die höhere Dichte an Bindungspunkten weist das Leinwand 200 eine geringere Rovingbreite als das Köper 200 auf (Abbildung 5.24). Der Unterschied der Verwebungsdichte zwischen dem Köper 285 und dem Atlas 290 ist hingegen nur gering ausgeprägt, wodurch sich bei beiden Textilien etwa gleiche Rovingbreiten einstellen. Anders als im Modell der projizierten Kontaktflächen angenommen, ist die maximale Rovingbreite daher von der Bindungsart abhängig. Die im Vergleich zu Köper 200 und Leinwand 200 geringeren Rovingbreiten von Köper 285 und Atlas 290 ist auf die größere Fadendichte zurückzuführen (vgl. Kapitel 5.1).

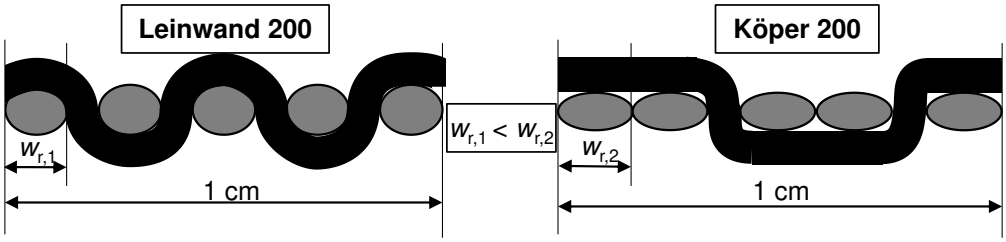


Abbildung 5.24: Einfluss der Bindungsart auf die Rovingbreite w_r am Beispiel des Leinwand 200 und des Köper 200 (beide Gewebe haben eine Fadendichte von c = 5 Rovings/cm)

Die Rovingbreite w_r ist unabhängig vom FVG und hängt folglich alleinig von den textilen Parametern Fadendichte c und Titer ρ_{lin}, der Bindungsart sowie von den bei der Textilherstellung auftretenden Kräften ab. Dementsprechend unterscheidet sich die projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ nicht, wenn Laminate aus einem gleichem Verstärkungstextil bei unterschiedlichen FVG betrachtet werden (Abbildung 5.25). Ein Unterschied zeigt sich hingegen bei der Betrachtung der Werte von $A_{p,rov}$ für Laminate aus Geweben mit unterschiedlichen Bindungstypen. Aufgrund des Einflusses der Bindungsart auf die Rovingbreite w_r ergibt sich ein signifikan-

ter Unterschied für $A_{p,rov}$, obwohl Köper 200 und Leinwand 200 die gleiche Fadendichte c und den gleichen Titer ρ_{lin} und somit das gleiche Flächengewicht m_a aufweisen. Der Unterschied von $A_{p,rov}$ zwischen Köper 285 und Atlas 290 ist aus dem selbigen Grund nur geringfügig ausgeprägt.

Da sich die jeweils beiden in Abbildung 5.25 verglichenen Laminate nicht bzw. nur kaum in ihrer Fadendichte unterscheiden, ergibt sich keine bzw. nur eine geringe Veränderung der Kontaktflächenverhältnisse zwischen den verglichenen Laminatpaaren für die projizierte Kontaktfläche innerhalb einer Textillage $A_{p,tex}$. Aus diesem Grund wurde von einer gesonderten Darstellung an dieser Stelle abgesehen.

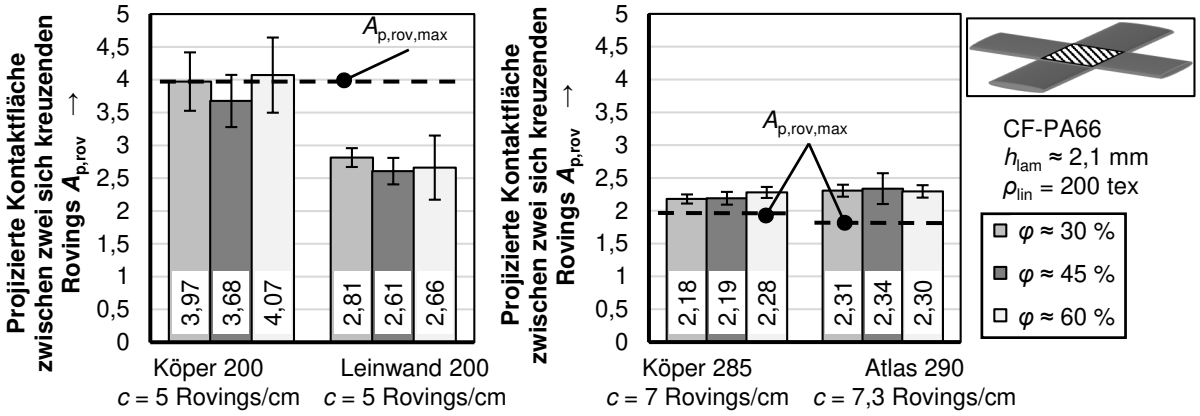


Abbildung 5.25: Projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov}$ und maximale projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov,max}$ zwischen zwei sich kreuzenden Rovings für die in Serie IV verglichenen Laminate bei verschiedenen FVG; links: Gewebe mit einem Flächengewicht von 200 g/m², rechts: Gewebe mit einem Flächengewicht von 285 g/m² und 290 g/m²

Eine signifikante Veränderung der Kontaktflächenverhältnisse infolge einer Änderung des FVG ergibt sich hingegen bei der Betrachtung der kumulierten Kontaktfläche $A_{p,lam}$ (Abbildung 5.26). Anhand der kumulierten Kontaktfläche ist erstmalig der Einfluss des FVG auf die Kontaktfläche nachweisbar. Mit der Steigerung des FVG geht eine Erhöhung der Anzahl an Verstärkungstextilien n_{CF} einher. Durch die Erhöhung der Anzahl an Verstärkungstextilien entstehen neue inter- und intralaminare Kontaktflächen in einem Laminat, wodurch dessen kumulierte Kontaktfläche ansteigt. Qualitativ korrelieren die kumulierten Kontaktflächen mit den in Abbildung 5.20 und Abbildung 5.21 dargestellten Aufheizraten.

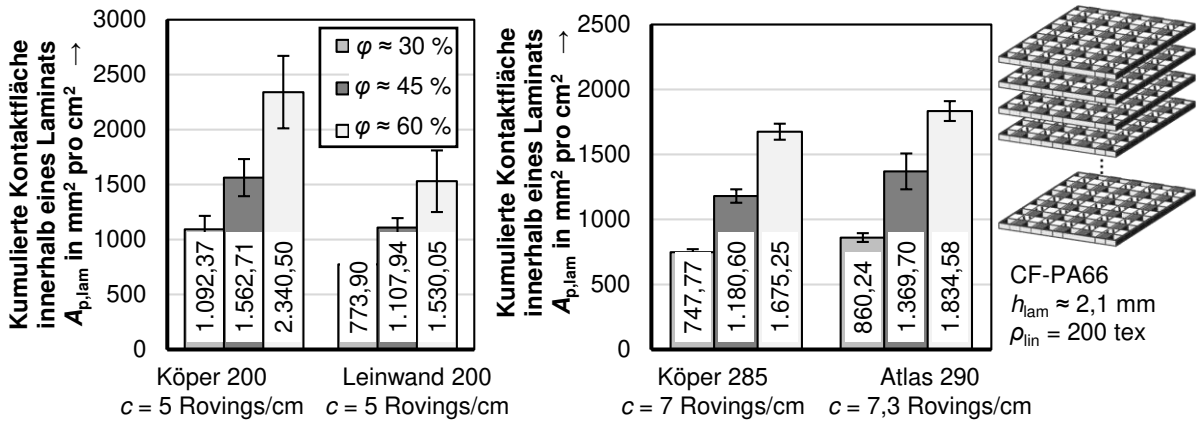


Abbildung 5.26: Kumulierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,lam}$ der in Serie IV untersuchten Laminate bei verschiedenen FVG; links: Gewebe mit einem Flächengewicht von 200 g/m², rechts: Gewebe mit einem Flächengewicht von 285 g/m² und 290 g/m²

Für den quantitativen Abgleich wurden für jeden Laminattyp die auf beiden Laminatoberflächen gemessenen Aufheizraten in Bezug zur entsprechenden normierten projizierten Kontaktfläche des jeweiligen Laminats aufgetragen (Abbildung 5.27). Basierend auf diesen Punkten wurden für jede Laminatoberfläche eines Laminattyps eine lineare Regression durchgeführt.

Bis auf Köper 200 deuten bei allen anderen Laminattypen die Bestimmtheitsmaße innerhalb des betrachteten Parameterraums auf eine lineare Abhängigkeit hin ($R^2 \geq 0{,}9805$). Die Geradengleichungen der jeweiligen Laminatoberfläche des Köper 285 und des Atlas 290 sind sehr ähnlich; die Punkte der jeweiligen Laminatoberfläche beider Laminattypen liegen folglich annähernd auf einer gemeinsamen Geraden. Diese Gemeinsamkeit ist auf das ähnliche Flächengewicht sowie auf den geringen Unterschied der Bindungsart des Köper 285 und des Atlas 285 zurückzuführen. Obwohl beim Köper 200 das Bestimmtheitsmaß auf eine höhere Ungenauigkeit des linearen Regressionsansatzes hindeutet, ähneln sich die Geradengleichungen für die jeweils beiden Laminatoberflächen des Köper 200 und des Leinwand 200. Beide Laminattypen weisen das gleiche Flächengewicht auf, wodurch diese Ähnlichkeit analog zu Köper 285 und Atlas 290 erklärt werden kann.

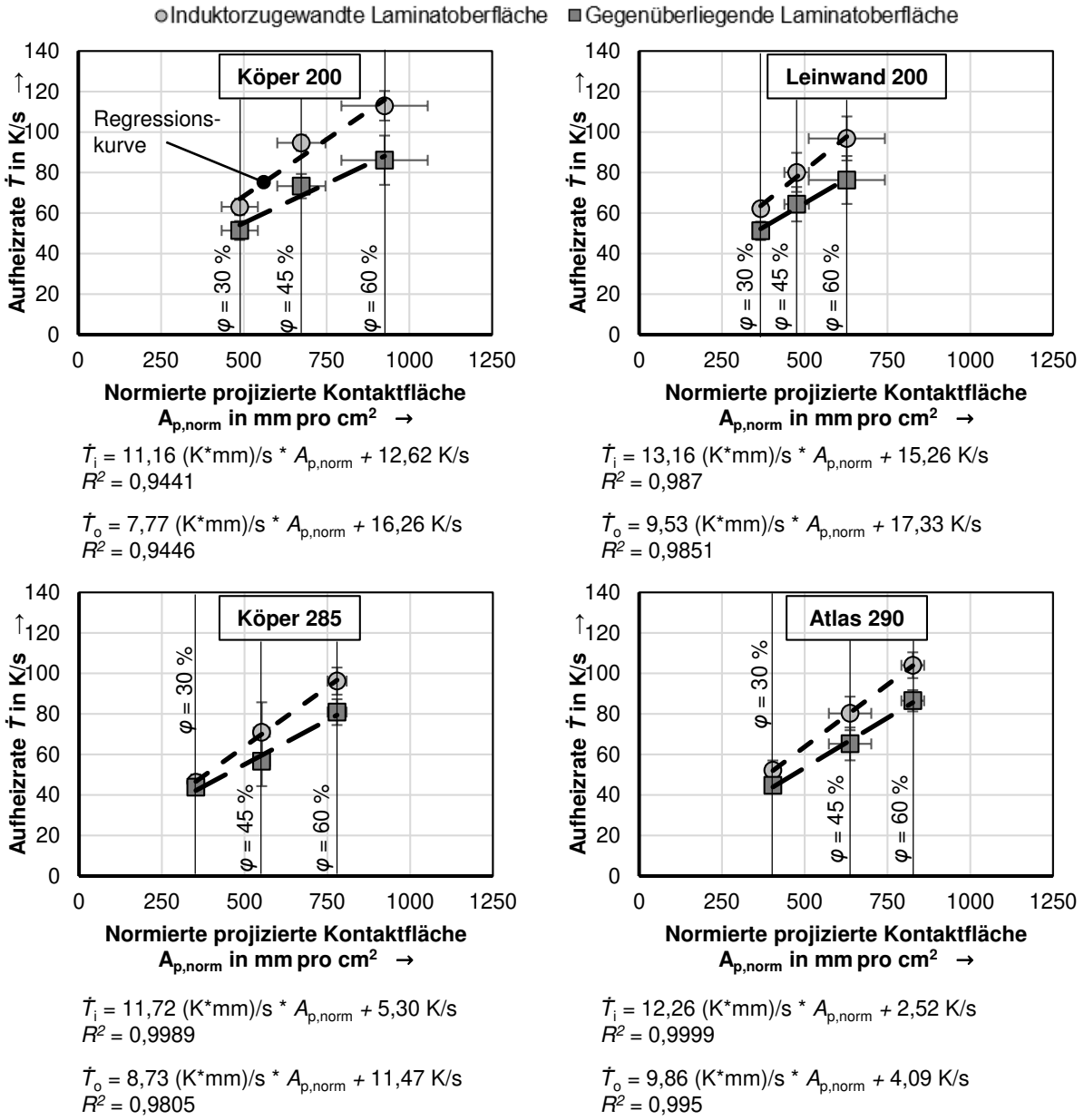


Abbildung 5.27: Induktive Aufheizraten der in Serie IV untersuchten Laminaten bezogen auf deren normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$ sowie Angabe der Geradengleichungen und Bestimmtheitsmaße R^2 der abgeleiteten linearen Regressionskurven

Basierend auf den Ergebnissen des quantitativen Abgleichs der normierten projizierten Kontaktfläche mit den induktiven Aufheizraten lässt sich zudem eine weitere Abhängigkeit folgern. Wenn bei gleichem Flächengewicht die Aufheizrate linear von der normierten projizierten Kontaktfläche abhängt und der FVG keinen Einfluss auf die Rovingbreite hat, dann hängt die Aufheizrate linear von der Anzahl der verwendeten CF-Verstärkungstextilien ab (Abbildung 5.28). Bis auf die Werte des Köper 200 weisen die Werte der induktorzugewandten Laminatoberfläche eines Laminattyps einen linearen Verlauf auf. Die Parallelverschiebung der Geraden des Köper 285 relativ zur Geraden

des Atlas 290 ist auf die geringe Differenz im Flächengewicht zurückzuführen. Hieraus ergibt sich für das Atlas 290 bei gleicher Laminatdicke ein etwas höherer FVG.

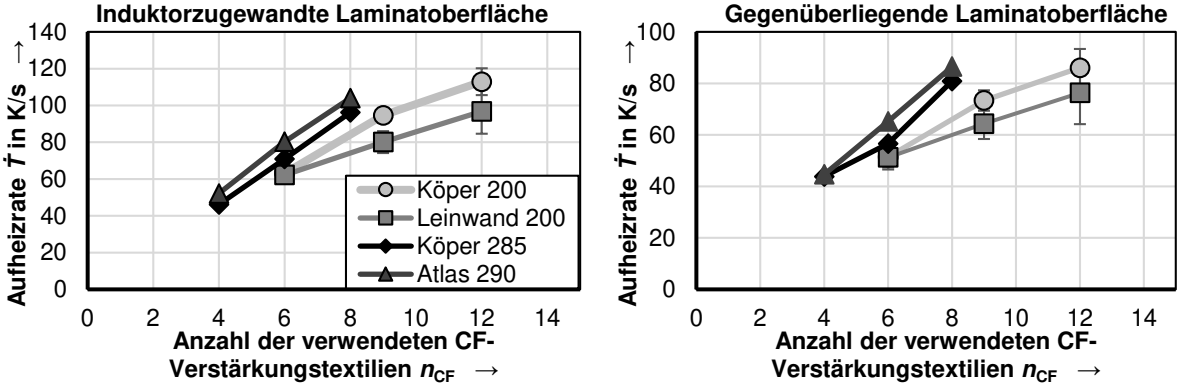


Abbildung 5.28: Induktive Aufheizraten der in Serie IV untersuchten Laminate bezogen auf die Anzahl der verwenten CF-Verstärkungstextilien n_{CF}; links: induktorzugewandte Laminatoberfläche; rechts: gegenüberliegende Laminatoberfläche

Da die Aufheizraten der gegenüberliegenden Laminatoberfläche zusätzlich durch die Wärmeleitung sowie von Nestingeffekten stark beeinflusst werden, ist dort nur beim Atlas 290 sowie beim Leinwand 200 eine lineare Abhängigkeit zwischen Aufheizrate und Anzahl der verwendeten CF-Verstärkungstextilien zu erkennen.

5.4.3 Vergleich des Einflusses des FVG in Abhängigkeit des Verstärkungstextils

Eine homogene Verteilung der Filamente eines Rovings sowie die Verteilung des Rovings selbst innerhalb des Laminats wird bei Geweben durch die Verwebung verhindert. Daher bilden sich bei Geweben bei einem geringeren FVG zwischen den einzelnen Lagen markante matrixreiche Zwischenschichten aus (Abbildung 5.29). Hieraus resultiert eine inhomogene Verteilung des FVG über den Laminatquerschnitt.

Beim NCF 200 werden die Filamente zwar im trockenen bzw. nicht-imprägnierten Zustand durch Wirkgarne zueinander fixiert. Da der Wirkgarn aus PES besteht, schmilzt dieser jedoch im Zuge der Laminatherstellung auf. Die Filamente können sich innerhalb einer Schicht verteilen, wodurch sich ein homogenerer FVG über dem Laminatquerschnitt ergibt. Der homogenere, dafür aber im Vergleich matrixarmen Bereichen in Geweben lokal niedrigere, FVG führt zu weniger Kontaktpunkten zwischen den einzelnen Filamenten des Geleges. Daher sind die Aufheizraten der beiden Gewebe Köper 200 und Leinwand 200 trotz gleichen Textilparametern und gleicher Lagenanzahl bei einem FVG von 30 % um das ca. dreifache größer, als beim NCF 200 bei gleichen

Randbedingungen (Abbildung 5.20). Zudem erklärt der homogenere FVG des NCF 200 die großen Steigungen der beiden Regressionskurven (Abbildung 5.20). Bei niedrigem FVG kommt es zwischen parallelen Filamenten einer Lage sowie zwischen sich kreuzenden Filamenten zweier benachbarter Lagen nur zu sehr wenigen Kontaktpunkte. Durch eine Erhöhung des FVG wird die Anzahl dieser Kontaktpunkte signifikant gesteigert.

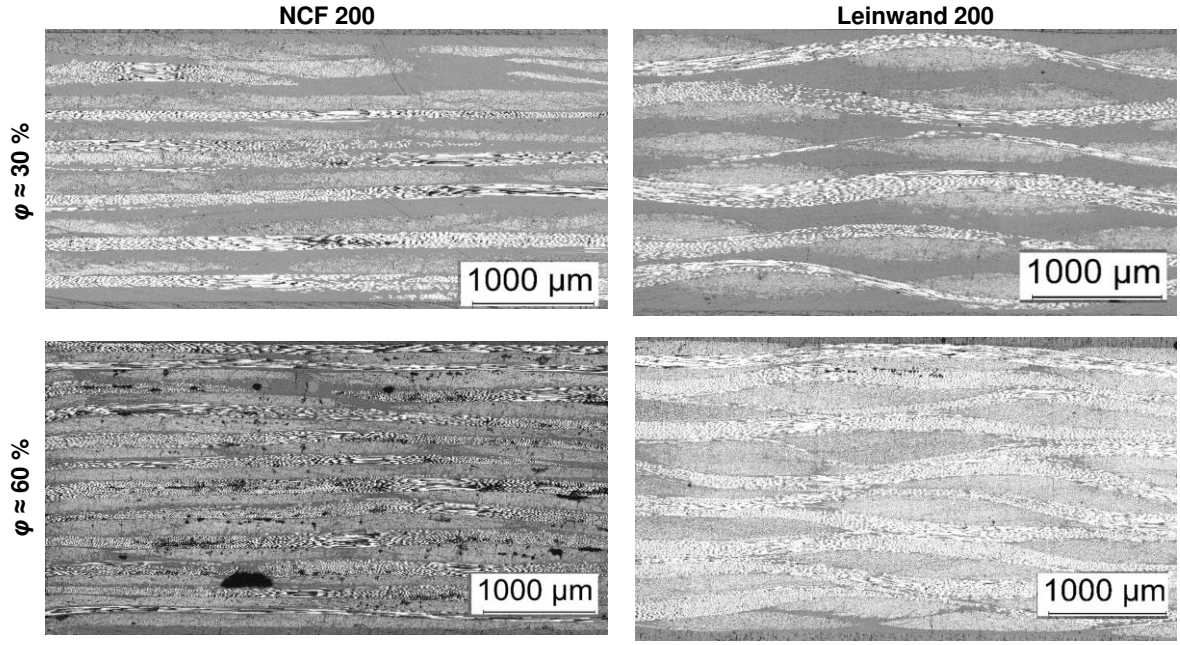


Abbildung 5.29: Schliffbilder des NCF 200 und des Leinwand 200 bei einem FVG von $\varphi \approx 30\%$ und $\varphi \approx 60\%$

Bei höheren FVG profitiert das NCF 200 von dem günstigerem Nestingverhalten des Geleges im Vergleich zu Geweben. Dies zeigt sich insbesondere beim Vergleich der Aufheizraten des NCF 200 mit dem Leinwand 200 bei einem FVG von 60 % (Abbildung 5.20). Im Gegensatz zum Gewebe weisen bei einem Gelege die beiden Oberflächen einer Textillage eine wesentlich geringere Welligkeit auf. Hierdurch ergeben sich bei hohen FVG ($\varphi \geq 50$ %) beim Gelege in der Grenzschicht zwischen zwei Textillagen bessere Kontaktbedingungen als bei einem Gewebe. Des Weiteren liegen beim Gelege an einer Oberfläche der Textillage Filamente mit lediglich einer Orientierung vor. Bei Geweben liegen jedoch aufgrund der Verwebung an der Oberfläche einer Textillage Filamente in Schuss- und Kettrichtung vor. Infolge des Nestings kann es bei einem Gewebe daher dazu kommen, dass in der Grenzschicht zwischen zwei Textillagen Rovings mit der gleichen Orientierung übereinanderliegen. Auf das induktive Aufheizverhalten hätte eine solche Konstellation einen negativen Einfluss. Der Weg der

Wirbelströme in Dickenrichtung, der zum Schließen der Leiterschlaufe notwendig ist, wäre doppelt so lang. Eine Verlängerung des Leiterwegs führt gemäß Gleichung 2.16 zu einer Erhöhung des Widerstands. Folglich geht damit eine Erhöhung des Gesamtwiderstands der Leiterschleife einher, wodurch weniger Leistung induziert werden kann. Eine Verringerung der Aufheizrate wäre die Folge.

5.5 Einfluss des Matrixpolymers

Zur Untersuchung des Einflusses des Matrixpolymers wurden spezielle Laminate hergestellt und induktiv erwärmt. Insbesondere soll durch diese Versuchsreihe der Einfluss des Matrixpolymers auf die dielektrischen Verluste ermittelt und somit die Frage nach dem dominierenden Aufheizmechanismus bei der induktiven Erwärmung von CFK-Organoblechen beantwortet werden.

5.5.1 Vergleich der Aufheizraten

Gemäß Tabelle 3.9 besitzt PA66 von den drei verwendeten Polymertypen den größten dielektrischen Verlustfaktor $\tan\delta$ und die größte relative Permittivität ε_r. Daher weisen die Laminate mit einer Matrix aus PA66 im Vergleich zu den Laminaten mit den anderen Matrixpolymeren den kleinsten Widerstand R_{jd} auf (s. Glg. 2.18). Folglich tritt bei diesen Laminaten die größte induzierte Stromstärke und somit die größte dissipierte Wärme auf. Sofern die dielektrischen Verluste das induktive Aufheizverhalten von CFK-Laminaten beeinflussen, müsste daher bei gleichen Randbedingungen die Laminate mit einer Matrix aus PA66 die größten Aufheizraten aufweisen.

Generell wurden in dieser Serie für die einzelnen Laminattypen niedrigere Aufheizraten als in den vorherigen Serien ermittelt. Dies ist auf teilweise unterschiedliche Randbedingungen zurückzuführen, wie bspw. Umgebungstemperatur, Krümmung der Laminate, Ungenauigkeit der Induktorpositionierung.

Beim Vergleich der Aufheizraten eines Laminattyps hinsichtlich des Einflusses der unterschiedlichen Matrixpolymeren zeigen sich jeweils auf beiden Laminatoberflächen Unterschiede (Abbildung 5.30 und Abbildung 5.31). Allerdings scheinen diese Unterschiede nicht systematisch zu sein. Die theoriebasierte Annahme, dass die Laminate mit einer PA66-Matrix die größte Aufheizrate aufweisen, bestätigt sich nur bei Köper 285 und Atlas 290 (Abbildung 5.31).

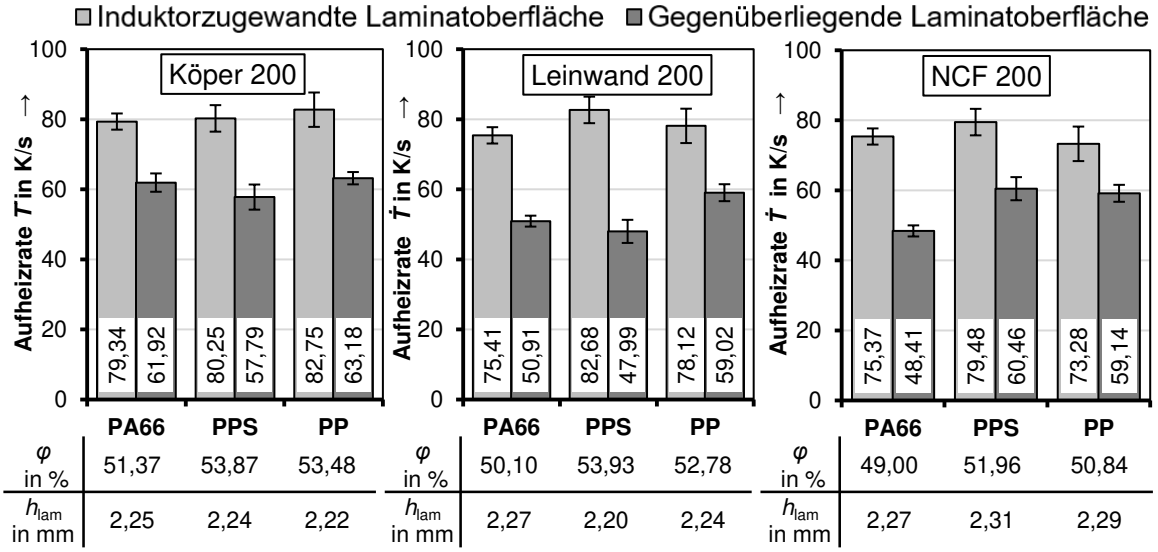


Abbildung 5.30: Induktive Aufheizraten der in Serie V untersuchten Laminate (P = 40 %, a = 5 mm, ρ_{lin} = 200 tex, mit EKB) mit einer Fadendichte von c = 5 Rovings/cm in Abhängigkeit des Matrixpolymers

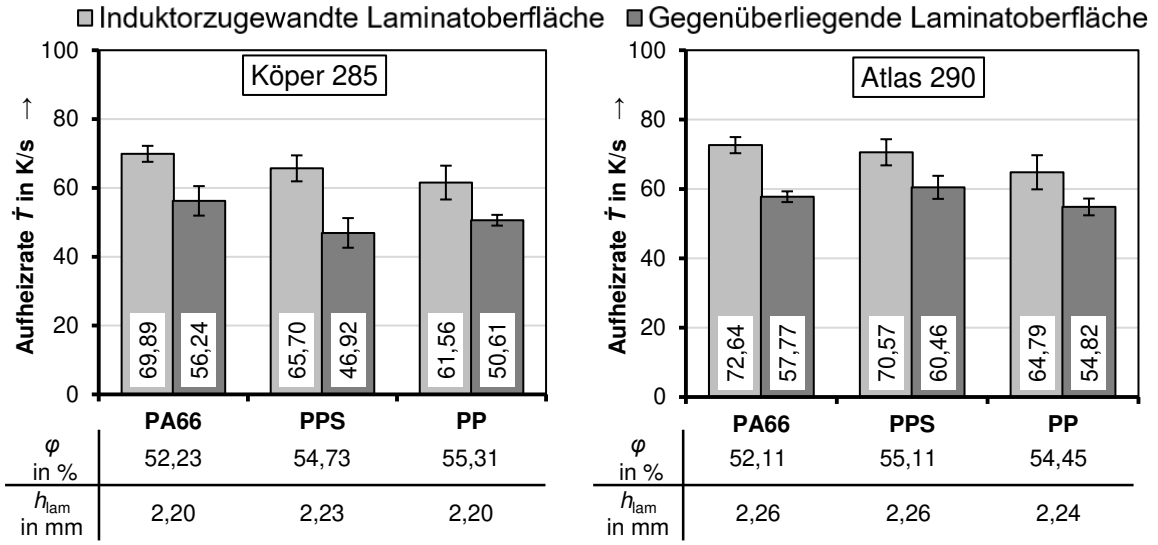


Abbildung 5.31: Induktive Aufheizraten der in Serie V untersuchten Laminate (P = 40 %, a = 5 mm, ρ_{lin} = 200 tex, mit EKB) mit einer Fadendichte von c = 7 Rovings/cm bzw. c = 7,3 Rovings/cm in Abhängigkeit des Matrixpolymers

Für die Unterschiede der Aufheizraten gibt es folgende Hypothesen:

1. Die Laminate eines Laminattyps unterscheiden sich nicht nur im Matrixpolymer. Sie weisen zusätzlich geringe Unterschiede im FVG und in der Laminatdicke auf. Ebenfalls wurden die Laminate eines Laminattyps aufgrund der unterschiedlichen Matrixpolymere in drei unterschiedlichen Autoklavzyklen hergestellt. Hierdurch können die während des Autoklavzyklus wirkenden Kompaktierungsdrücke infolge unterschiedlicher Polymerfoliendicken und Schmelzeviskositäten sowie das

Nestingverhalten der CF-Verstärkungstextilien variieren. Alle diese Einflüsse würden ebenfalls das Aufheizverhalten wechselseitig beeinflussen. In diesem Fall wäre der Einfluss des Matrixpolymers vernachlässigbar.

2. Der Widerstand R_{jd} hängt neben den dielektrischen Eigenschaften auch von der Polymerschichtdicke zwischen den sich kreuzenden CF $h_{dielektr.}$ ab (Glg. 2.18). Je dicker die separierende Polymerschicht, desto größer ist der Widerstand R_{jd}. Durch die Verwendung von CF-Verstärkungstextilien mit unterschiedlichen textilen Parametern, wird diese Polymerschichtdicke beeinflusst. Weisen zwei Laminate gleiche Flächengewichte und somit die gleiche Anzahl an Verstärkungstextillagen sowie ähnliche Rovingbreiten und -höhen auf, ist davon auszugehen, dass in beiden Laminaten unabhängig der Bindungsart die gleichen Polymerschichtdicken zwischen sich kreuzenden Rovings vorliegen. Beim Vergleich der Laminate des Köper 200 mit denen des Leinwand 200 (gleiche Anzahl an Verstärkungstextillagen, jedoch unterschiedliche Rovingbreiten) (Abbildung 5.30), kann unter Berücksichtigung der Standardabweichung keine den Aufheizraten zugrundeliegende Systematik erkannt werden. Der Vergleich von Köper 285 mit Atlas 290 (gleiche Anzahl an Verstärkungstextillagen und gleiche Rovingbreiten) lässt hingegen eindeutig eine Systematik erkennen (Abbildung 5.31).

5.5.2 Vergleich der Kontaktflächen

Um die beiden Erklärungen der Aufheizraten genauer zu untersuchen, wurden wieder anhand der untersuchten Laminate die Rovinggeometrien messtechnisch erfasst (Abbildung 5.32). Da die Rovingbreiten unabhängig vom FVG sind, ergeben sich hierfür ähnliche Werte wie in Abbildung 5.22. Beim Köper 285 und beim Atlas 290 deuten die jeweils nahezu identischen Rovingbreiten in Kombination mit unterschiedlichen Rovinghöhen und Querschnittsflächen auf unterschiedliche lokale FVG in den Rovings hin. In diesem Zusammenhang bedeutet eine relativ große Rovinghöhe bzw. eine relativ große Roving-Querschnittsfläche bei gleichem Titer, dass im Roving der lokale FVG relativ gering ist.

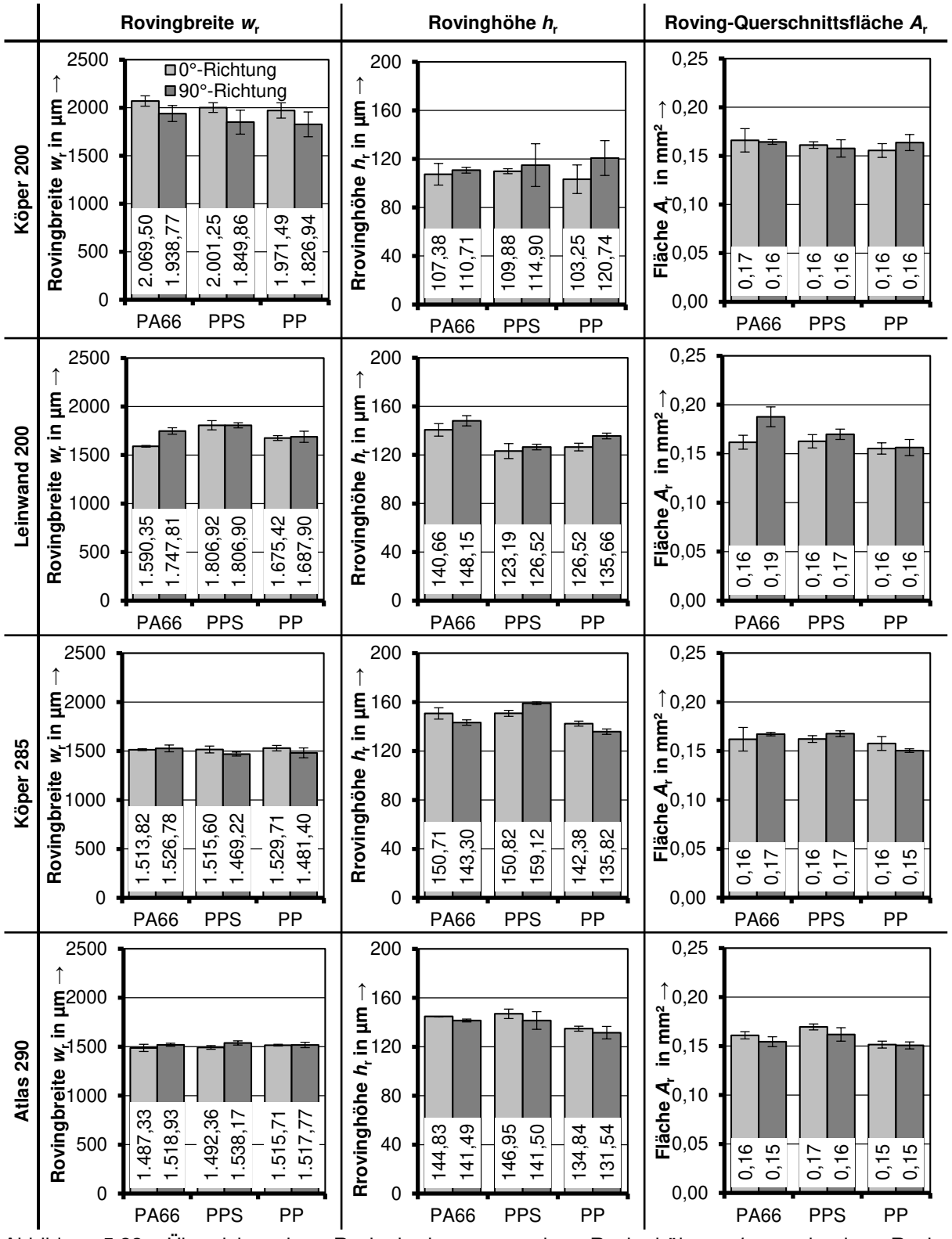


Abbildung 5.32: Übersicht der Rovingbreiten w_r, der Rovinghöhen h_r und der Roving-Querschnittsflächen A_r, die anhand der in Serie V untersuchten Laminaten bestimmt wurden, in Abhängigkeit des Matrixpolymers und der Rovingorientierung

Bei konstantem Gesamt-FVG des Laminats hat ein im Roving lokal geringer FVG zwei Auswirkungen:

- Die Kontaktpunkte im Roving werden reduziert, wodurch sich die elektrische Leitfähigkeit des Rovings verschlechtert. Dies wirkt sich negativ auf die Aufheizrate aus.
- Die matrixreichen Zwischenschichten werden reduziert, wodurch die interlaminaren und intralaminaren Kontakte zwischen sich kreuzenden Rovings erhöhen. Hierdurch würde die elektrische Leitfähigkeit erhöht und eine Steigerung der Aufheizrate wäre die Folge.

Sofern es sich nicht um eine Scheinkorrelation handelt, ist die Reduktion der matrixreichen Zwischenschichten die Erklärung für die unterschiedlichen Aufheizraten des Köper 285 und des Atlas 290 (Abbildung 5.31).

Die projizierten Kontaktflächen zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ der vier vermessenen Laminate dieser Serie unterscheiden sich unter Berücksichtigung der Standardabweichung jeweils nicht von denen aus Serie IV (vgl. Abbildung 5.33 und Abbildung 5.25). Dementsprechend sind die projizierten Kontaktflächen innerhalb einer Textillage sowie die kumulierte projizierte Kontaktfläche eines Laminats ebenfalls identisch mit denen aus Serie IV und werden daher an dieser Stelle nicht gesondert dargestellt.

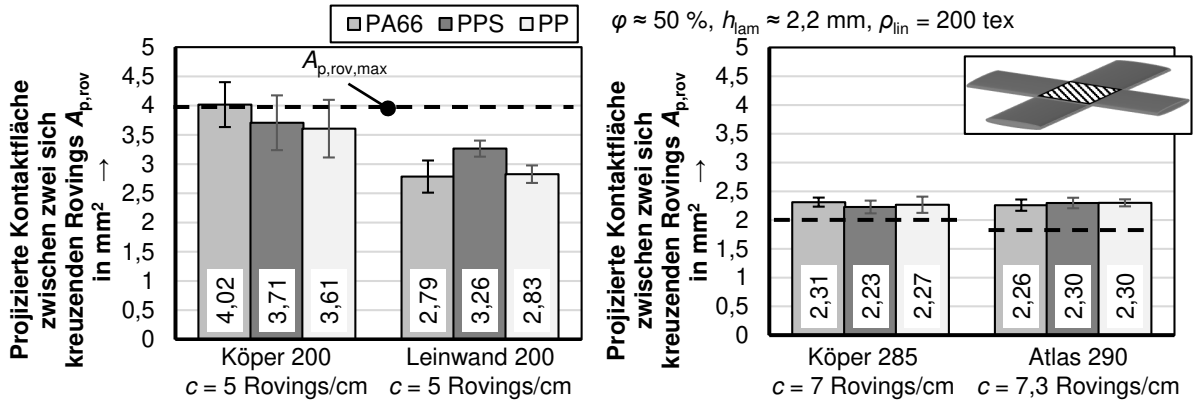


Abbildung 5.33: Projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov}$ und maximale projizierte Kontaktfläche $A_{p,rov,max}$ zwischen zwei sich kreuzenden Rovings für die in Serie V verglichenen Laminate mit verschiedenen Matrixpolymeren; links: Gewebe mit einem Flächengewicht von 200 g/m², rechts: Gewebe mit einem Flächengewicht von 285 g/m² und 290 g/m²

Die Relation der Unterschiede zwischen den projizierten Kontaktflächen von Laminaten mit dem gleichen CF-Verstärkungstextil in Abhängigkeit des Matrixpolymers zeigt sich auch bei der normierten projizierten Kontaktfläche (Abbildung 5.34). Zum einen liegt nur ein geringer Unterschied zwischen den Kontaktflächen eines Laminattyps vor,

der im Rahmen der Standardabweichung liegt, und zum anderen korrelieren die Kontaktflächen, außer beim Leinwand 200, nicht mit den Aufheizraten.

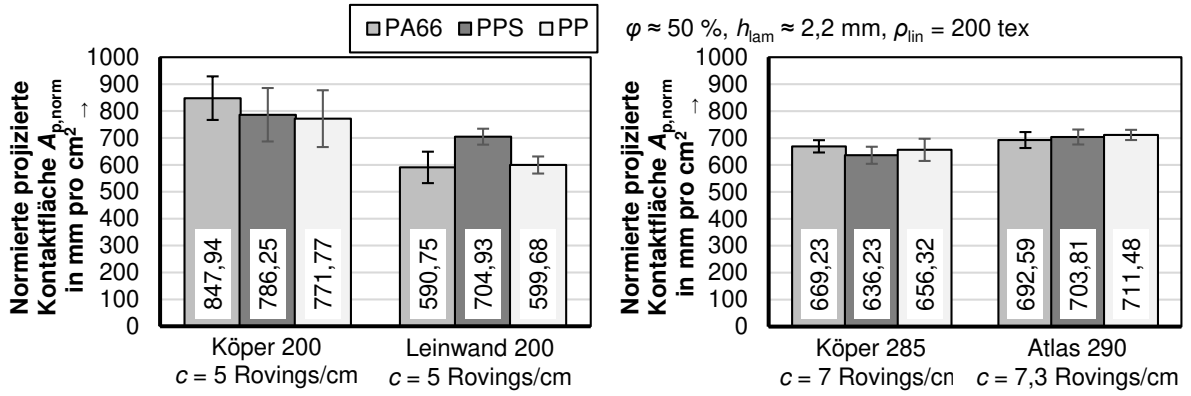


Abbildung 5.34: Normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,lam}$ der in Serie V untersuchten Laminate bei unterschiedlichen Matrixpolymeren

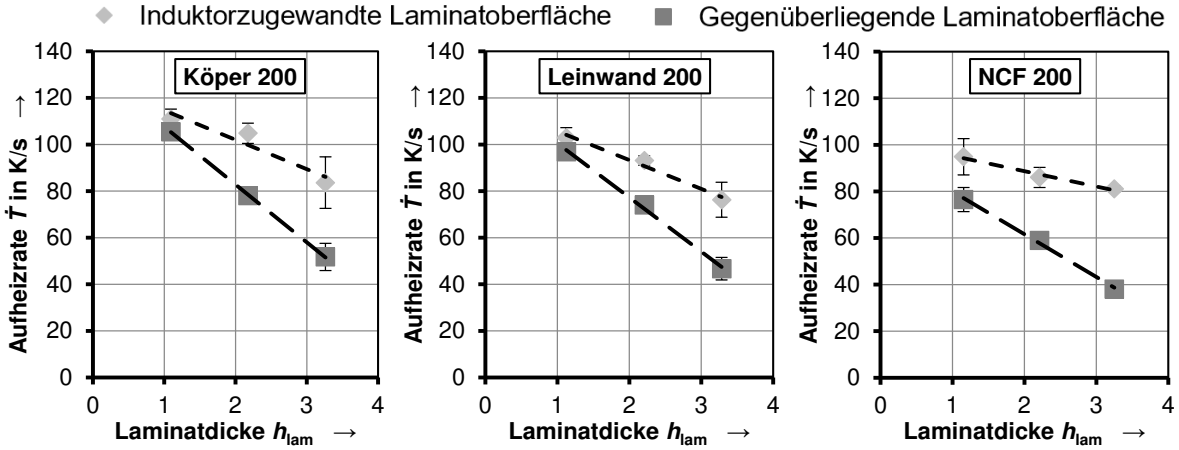
Die unterschiedlichen Aufheizraten eines Laminattyps in Abhängigkeit des Matrixpolymers lassen sich nicht auf die projizierten Kontaktflächen zurückführen. Die unterschiedlichen Rovinghöhen weisen jedoch auf die erste Hypothese hin, der die wechselseitige Beeinflussung von mehreren Größen als Ursache der unterschiedlichen Aufheizraten sieht. Um eine fundiertere Aussage über den Einfluss des Matrixpolymers auf das induktive Aufheizverhalten geben zu können, erfolgt in Kapitel 6 anhand eines analytischen Modells eine hierzu ergänzende theoretische Untersuchung.

5.6 Einfluss des Laminatdicke

Die zur Untersuchung des Einflusses der Laminatdicke verwendeten Laminate wurden speziell für diese Versuchsserie hergestellt und induktiv erwärmt. Daher unterscheiden sich die in dieser Serie gemessenen Aufheizraten von den in den vorherigen Serien ermittelten Aufheizraten.

5.6.1 Vergleich der Aufheizraten

Eine Erhöhung der Laminatdicke h_{lam} führt bei allen Laminattypen zu einer Verringerung der Aufheizrate auf den jeweils beiden Laminatoberflächen (Abbildung 5.35 und Abbildung 5.36). Des Weiteren nimmt bei einer Vergrößerung der Laminatdicke h_{lam} die Differenz zwischen den Aufheizraten der induktorzugewandten und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche zu.



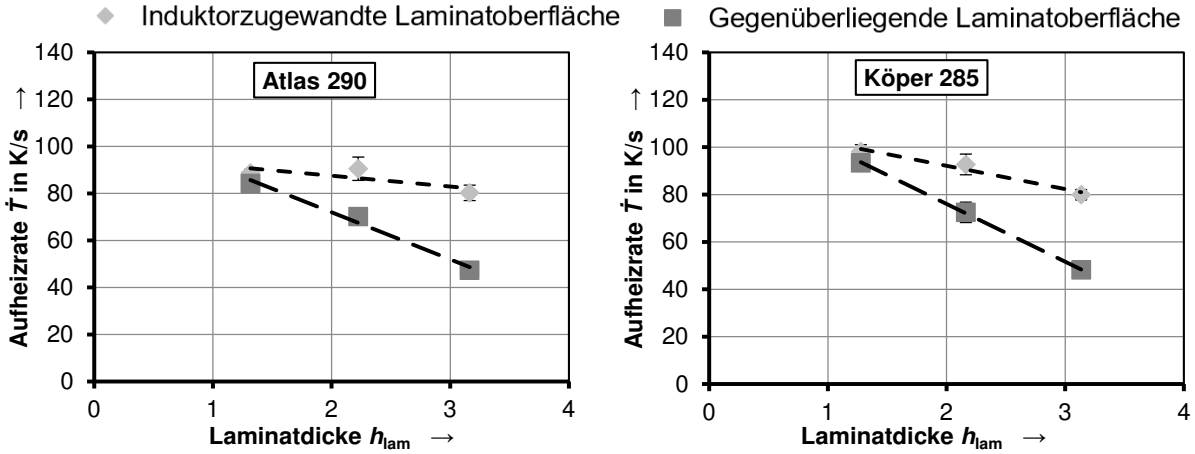
$\dot{T}_i$ = -12,62 $\frac{K}{s*mm}$*h_{lam}+127,28 $\frac{K}{s}$ | $\dot{T}_i$ = -12,35 $\frac{K}{s*mm}$*h_{lam}+118,00 $\frac{K}{s}$ | $\dot{T}_i$ = -6,60 $\frac{K}{s*mm}$*h_{lam}+101,86 $\frac{K}{s}$

R^2 = 0,909 | R^2 = 0,9769 | R^2 = 0,9754

$\dot{T}_o$ = -24,80 $\frac{K}{s*mm}$*h_{lam}+132,43 $\frac{K}{s}$ | $\dot{T}_o$ = -23,24 $\frac{K}{s*mm}$*h_{lam}+123,74 $\frac{K}{s}$ | $\dot{T}_o$ = -18,36 $\frac{K}{s*mm}$*h_{lam}+98,30 $\frac{K}{s}$

R^2 = 0,9998 | R^2 = 0,9970 | R^2 = 0,9970

Abbildung 5.35: Induktive Aufheizraten der in Serie VI untersuchten Laminate (CF-PA66, P = 40 %, a = 5 mm, $\varphi \approx$ 50 %, ρ_{lin} = 200 tex, mit EKB) mit einer Fadendichte von c = 5 Rovings/cm in Abhängigkeit der Lamiantdicke h_{lam} mit Angabe der Geradensteigungen der Regressionskurven sowie deren Bestimmtheitsmaße R^2



$\dot{T}_i$ = -4,59 $\frac{K}{s*mm}$*h_{lam}+96,72 $\frac{K}{s}$ | $\dot{T}_i$ = -9,85 $\frac{K}{s*mm}$*h_{lam}+111,86 $\frac{K}{s}$

R^2 = 0,598 | R^2 = 0,9591

$\dot{T}_o$ = -20,04 $\frac{K}{s*mm}$*h_{lam}+112,04 $\frac{K}{s}$ | $\dot{T}_o$ = -24,39 $\frac{K}{s*mm}$*h_{lam}+124,83 $\frac{K}{s}$

R^2 = 0,9835 | R^2 = 0,9997

Abbildung 5.36: Induktive Aufheizraten der in Serie VI untersuchten Laminate (CF-PA66, P = 40 %, a = 5 mm, $\varphi \approx$ 50 %, ρ_{lin} = 200 tex, mit EKB) mit einer Fadendichte von c = 7 Rovings/cm bzw. c = 7,3 Rovings/cm in Abhängigkeit der Laminatdicke h_{lam} mit Angabe der Geradensteigungen der Regressionskurven sowie deren Bestimmtheitsmaße R^2

Die Abnahme der Aufheizraten infolge der Erhöhung der Laminatdicke lässt sich durch die Verringerung der volumenbezogenen Heizleistung erklären. Eine Erhöhung der Laminatdicke hat eine Zunahme des zu erwärmenden Volumens zur Folge. Da jedoch die Generatorleistung konstant bei 40 % belassen wurde, wird für das Erwärmen des gesteigerten Volumens mehr Zeit benötigt. Folglich sinkt die Aufheizrate.

Die mit steigender Laminatdicke zunehmende Differenz der Aufheizrate zwischen induktorzugewandter und gegenüberliegender Laminatoberfläche ergibt sich aus zwei Effekten:

- Aufgrund der vom Gesetz von BIOT-SAVART beschriebenen abstandsabhängigen Verteilung der Feldstärke des vom Induktor emittierten Magnetfelds, ist der Energieeintrag bei einem homogenen Material an der induktorzugewandten Oberfläche größer als an der gegenüberliegenden Oberfläche (Glg. 2.11) (Abbildung 5.37, links). Je größer die Materialdicke, desto größer der Abstand der gegenüberliegenden Oberfläche zum Induktor und desto größer die Differenz des Energieeintrags zwischen induktorzugewandter und gegenüberliegender Oberfläche.
- Die höhere Wärmeleitfähigkeit der CF im Vergleich zur Matrix führt dazu, dass die Wärme sich schneller in Richtung der Laminatebene als in Dickenrichtung verteilt (Abbildung 5.37, rechts). Durch eine Erhöhung der Laminatdicke wird der für die Wärme in Dickenrichtung zurückzulegende Weg vergrößert. Da eine Erhöhung der Laminatdicke eine Zunahme der Anzahl der CF-Verstärkungstextilien bedingt, nimmt die Wärmeleitung in Richtung der Laminatebene überproportional zu.

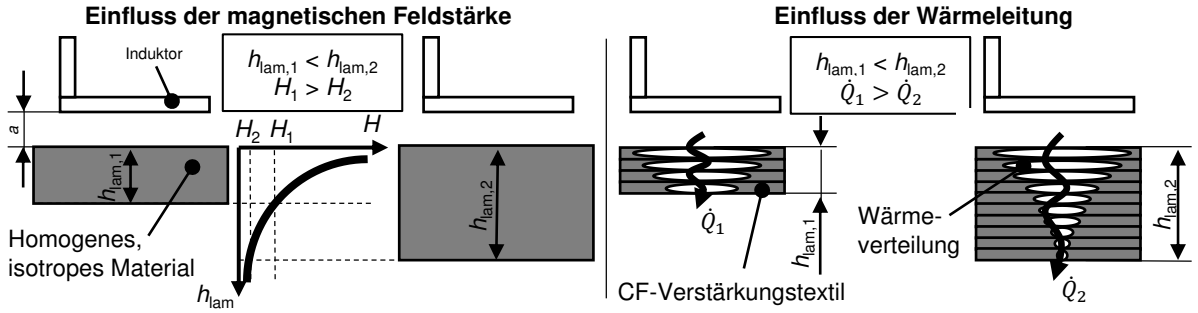


Abbildung 5.37: Einflüsse auf die Aufheizrate der gegenüberliegenden Laminatoberfläche; links: Einfluss der Verteilung der magnetischen Feldstärke am Beispiel eines homogenen, isotropen Materials; rechts: Einfluss der Wärmeleitung am Beispiel eines CFK-Laminats

Analog zu den vorherigen Versuchsreihen wurde basierend auf den ermittelten Aufheizraten eine lineare Regression für jede der beiden Laminatoberflächen eines Laminattyps durchgeführt. Bis auf die induktorzugewandte Laminatoberfläche des Atlas 290 weisen alle Bestimmtheitsmaße auf einen linearen Zusammenhang zwischen Aufheizrate und Laminatdicke hin.

5.6.2 Vergleich der Kontaktflächen

Die Ergebnisse der Versuchsserie IV und V zeigten, dass die Rovingbreite alleinig abhängig von den textilen Parametern und dem textiltechnischen Herstellungsprozess eines CF-Verstärkungstextils ist. Zur Veränderung der Laminatdicke, wurde lediglich die Anzahl an CF-Verstärkungstextilien und Polymerfolien in gleichem Verhältnis verändert. Eine für das induktive Aufheizen bedeutende Änderung des FVG ist nicht erfolgt (vgl. Tabelle 10.27 bis Tabelle 10.29). Daher wurde von einer gesonderten Vermessung der Rovinggeometrie der in Serie VI untersuchten Laminate abgesehen. Um dennoch eine Aussage hinsichtlich der Kontaktflächen treffen zu können, wurden zur Berechnung der projizierten Kontaktflächen die in Serie V für Laminate mit einer PA66-Matrix bestimmten Rovingbreiten w_r verwendet. Da sich die projizierten Kontaktflächen zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ sowie die projizierten Kontaktflächen innerhalb einer CF-Verstärkungstextillage $A_{p,tex}$ sich im Vergleich zu Serie V nicht verändert haben, wird im Folgenden lediglich auf die kumulierten und normierten projizierten Kontaktflächen, $A_{p,lam}$ und $A_{p,norm}$, eingegangen.

Die kumulierten projizierten Kontaktfläche $A_{p,lam}$ eines Laminattyps unterscheidet sich je nach Laminatdicke aufgrund der unterschiedlichen Anzahl an CF-Verstärkungstextilien n_{CF} (Abbildung 5.38). Je größer die Laminatdicke, desto mehr CF-Verstärkungstextilien werden verwendet und desto größer ist die kumulierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,lam}$. Dieser Zusammenhang korreliert jedoch nicht mit den gemessenen Aufheizraten. Obwohl sich mit der Laminatdicke die kumulierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,lam}$ erhöht, nehmen die Aufheizraten auf beiden Laminatoberflächen bei steigender Laminatdicke ab.

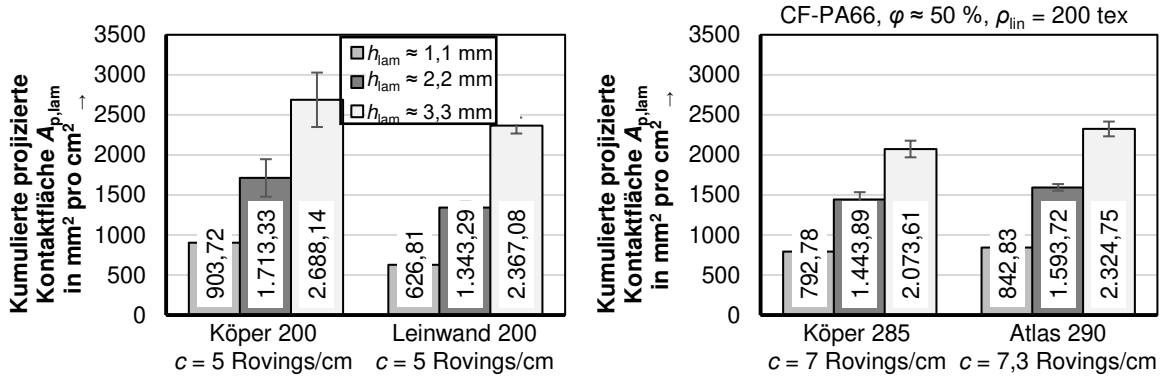


Abbildung 5.38: Kumulierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,lam}$ der in Serie VI untersuchten Laminate bei unterschiedlichen Laminatdicken, basierend auf den Rovingsbreiten w_r aus Serie V

Anhand der Serie VI wird deutlich, dass die normierte Angabe der projizierten Kontaktfläche sinnvoll ist. Trotz unterschiedlicher Laminatdicken weisen die Laminate mit gleichem CF-Verstärkungstextil ähnliche normierte projizierte Kontaktflächen auf (Abbildung 5.39). Die textilabhängige Leistungsfähigkeit der induktiven Erwärmung ist unabhängig von der Laminatdicke.

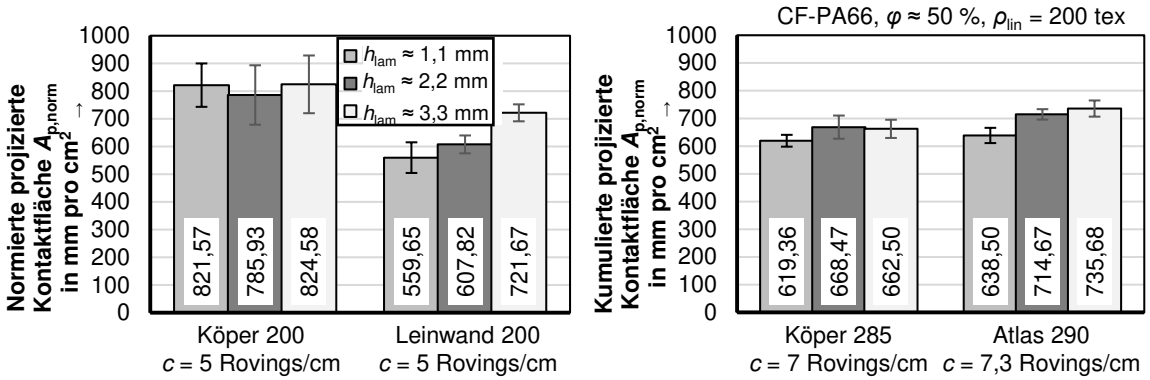


Abbildung 5.39: Normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$ der in Serie VI untersuchten Laminate bei unterschiedlichen Laminatdicken, basierend auf den Rovingsbreiten w_r aus Serie V

Zwar korreliert die normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$ nicht mit den Aufheizraten der jeweiligen Laminate, allerdings unterstreicht dieses Ergebnis, dass für das induktive Aufheizverhalten eines CFK-Laminats mehrere Faktoren relevant sind. Neben den Kontaktbedingungen beeinflusst die räumliche Verteilung der magnetischen Feldstärke sowie die Wärmetransportprozesse maßgeblich das induktive Aufheizverhalten. Die räumliche Verteilung der Feldstärke ist abhängig von der Induktorgeometrie, der Generatorleistung sowie dem Kopplungsabstand. Die in den bisherigen Serien gewonnenen Erkenntnisse erhalten nur dann ihre Gültigkeit, wenn die entsprechenden Randbedingungen kongruent sind.

5.7 Zusammenfassung der Einflüsse der Laminat- und Textilparameter

Im Rahmen der sechs Versuchsserien konnten folgende Ergebnisse ermittelt werden:

- Bis auf das Matrixpolymer konnte für alle Laminat- und Textilparameter ein Einfluss auf das induktive Aufheizverhalten nachgewiesen werden (Tabelle 5.1)
- Den dominantesten Einfluss auf das Aufheizverhalten hat die Anzahl der CF-Verstärkungslagen n_{CF}, die wiederum von der Fadendichte, dem Titer und somit vom Flächengewicht sowie vom FVG und der Laminatdicke abhängig sind.

Tabelle 5.1: Zusammenfassung der Einflüsse der untersuchten Parameter auf die unteschiedlichen projizierten Kontaktflächen sowie auf die Aufheizraten der induktorzugewandten und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche

Untersuchter Parameter	**Änderung**	**Einfluss auf**					
		$A_{p,rov}$	$A_{p,rov,max}$	$A_{p,tex}$	$A_{p,lam}$	$A_{p,norm}$	$\dot{T}_i$ bzw. $\dot{T}_o$
Fadendichte c	↑	↓	↓	↑	↓	↓	↓
Titer ρ_{lin}	↑	↑	-	↑	↓	↓	↓
Faservolumengehalt φ	↑	-	-	-	↑	↑	↑
Matrixpolymer	-	-	-	-	-	-	-
Laminatdicke h_{lam}	↑	-	-	-	↑	-	↓

- Mit Hilfe der normierten projizierten Kontaktfläche $A_{p,norm}$ kann das induktive Aufheizverhalten von textilverstärkten CFK-Laminaten basierend auf den Textil- und Laminatparametern vorhergesagt werden.
- Insbesondere bei geschlossenen Geweben konnte eine lineare Abhängigkeit zwischen der normierten projizierten Kontaktfläche $A_{p,norm}$ und der Aufheizrate der induktorzugewandten Laminatoberfläche $\dot{T}_i$ nachgewiesen werden.
- Wird durch eine Veränderung von Titer und Fadendichte nur die normierte projizierte Kontaktfläche verändert, ohne dass sich die Anzahl der CF-Verstärkungstextilien ändert, so ist die normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$ proportional zur Aufheizrate der induktorzugewandten Laminatoberfläche $\dot{T}_i$.
- Vereinfacht kann für die projizierte Kontaktfläche innerhalb einer Verstärkungstextillage $A_{p,tex}$ eines geschlossenen Gewebes die maximale projizierte Kontaktfläche innerhalb einer Verstärkungstextillage $A_{p,tex,max}$ verwendet werden. Die normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$ kann demnach rein analytisch über die angestrebte Laminatdicke h_{lam} und die Anzahl der Verstärkungstextillagen n_{CF} berechnet werden.

Die normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$ hat direkten Einfluss auf den Kontaktwiderstand R_{jc} an Roving-Roving bzw. an CF-CF Kreuzungsstellen. Hierdurch ergibt sich wiederum ein indirekter Einfluss auf den jeweiligen elektrischen Gesamtwiderstand der inter- und intralaminar vorliegenden Leiterschlaufen und somit auf die darin induzierte Energie.

6 Entwicklung eines analytischen Modells

Um den Einfluss des Matrixpolymers auf das induktive Aufheizverhalten sowie den dabei dominierenden Heizmechanismus zu identifizieren, wurde ein analytisches Modell einer idealisierten Leiterschlaufe entwickelt und validiert.

6.1 Herleitung des analytischen Modells

Die Kontaktbedingungen zwischen sich kreuzenden Rovings in einem textilverstärkten Laminat hängen nicht vom Typ des Matrixpolymers ab (vgl. Abbildung 5.32). Wird in einem Laminat bei gleichen Verstärkungstextil der Typ des Matrixpolymers geändert, bleiben die Dicke der separierenden Polymerschicht $h_{\text{dielektr.}}$ sowie die Größe der polarisierten Flächen A_c an den Roving-Roving bzw. Filament-Filament-Kreuzungen unverändert. Die Kapazität an diesen Kreuzungen ändert sich jedoch infolge der unterschiedlichen relativen Permittivität ε_r der eingesetzten Polymertypen (s. Glg. 2.5).

Anders als bei aus UD-Lagen aufgebauten CFK-Laminaten können bei textilverstärkten CFK-Laminaten anstelle von zwei sich kreuzenden CF-Filamenten vereinfacht zwei sich kreuzende CF-Rovings betrachtet werden. Entsprechend mehrerer Studien, die sich mit dem elektrischen Verhalten von textilverstärkten CFK-Laminaten beschäftigen, wird vereinfacht ein CF-Roving als Festkörper mit einem prismatischen elliptischen Querschnitt betrachtet [153, 168, 170, 203, 204]. Die Annahme eines elliptischen Querschnitts deckt sich mit den im Rahmen von Kapitel 5 gewonnenen Erkenntnissen. Aufgrund des elliptischen Querschnitts eines CF-Rovings treten an einer Roving-Roving-Kreuzung die zwei Heizmechanismen, Erwärmung durch Kontaktwiderstände und Erwärmung durch dielektrische Verluste, gleichzeitig auf (Abbildung 6.1).

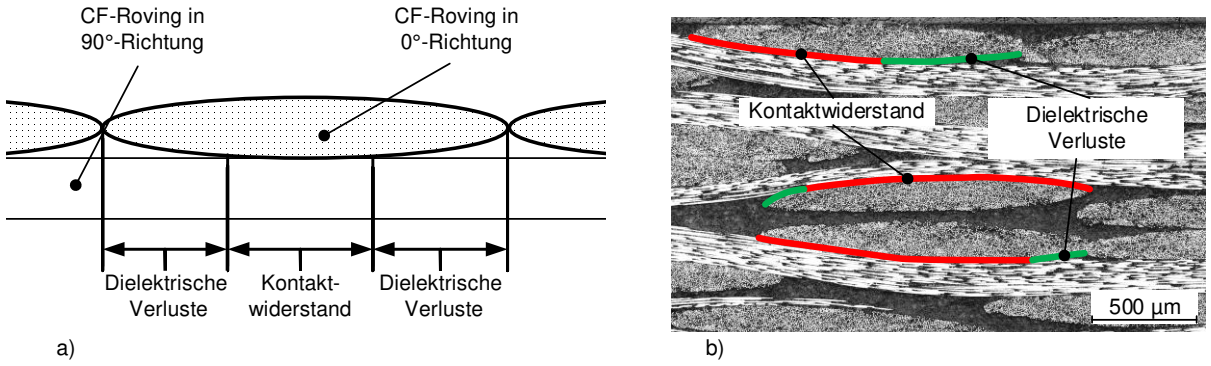


Abbildung 6.1: Darstellung der an einer Roving-Roving-Kreuzungsstelle simultan vorliegenden Heizmechanismen; a) Schematische Darstellung einer Roving-Roving-Kreuzung; b) Schliffbild eines Köper 285 mit φ = 50 %

Unter Berücksichtigung des simultanen Vorliegens beider Heizmechanismen kann das elektrische Verhalten an einer Roving-Roving-Kreuzung mit dem in Abbildung 6.2 dargestellten elektrischen Ersatzschaubild modelliert werden.

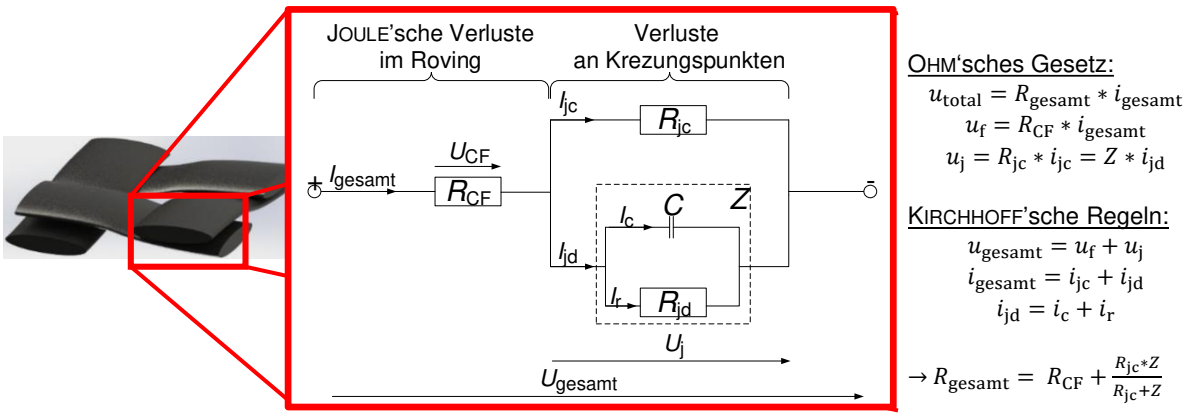


Abbildung 6.2: Elektrisches Ersatzschaubild eines Viertels einer Leiterschlaufe, wie sie typischerweise in einem CFK-Kreuzverbund-Laminat vorliegt; die gestrichelt Systemgrenze stellt den realen Kondensator mit der Impedanz Z dar; die Spannungen sind entsprechend den Strömen und Widerständen benannt wo sie auftreten

Bevor der Gesamtstrom i_{gesamt} sich an der Kreuzungsstelle entsprechend der dort vorliegenden Widerstände aufteilt, durchfließt er den Roving. Dort dissipiert er Energie aufgrund JOULE'scher Verluste. Idealisiert wird angenommen, dass die vom Strom durchflossene Strecke im Roving, entlang seiner Längsachse, für beide an der Roving-Roving-Kreuzungsstelle auftretenden Heizmechanismen identisch ist.

Die Änderung eines Widerstands führt zu einer Änderung aller Ströme. Hierdurch ändert sich folglich auch die Wärmemenge, die infolge der drei Heizmechanismen generiert wird. Eine Änderung des Matrixpolymers müsste daher zu einer Änderung der Widerstände des realen Kondensators und somit zu einer Änderung der generierten Wärme in der gesamten Leiterschlaufe führen.

Der kumulierte Wärmestrom $\dot{Q}_{gesamt}$, der innerhalb des Ersatzschaubilds dissipiert wird, berechnet sich aus der Summe der einzelnen Wärmestrombeiträge, die an den realen elektrischen Widerständen dissipiert werden (Glg. 6.1).

$$\dot{Q}_{gesamt} = i_{gesamt}^2 * R_{CF} + {i_{jc}}^2 * R_{jc} + {i_r}^2 * R_{jd} \qquad 6.1$$

Zur Berechnung der einzelnen Wärmestrombeiträge wird eine sinusförmige zeitabhängige Spannung $u_{gesamt}(t)$ mit der Amplitude $\hat{u}_{gesamt}$ angenommen (Glg. 6.2). Im Folgenden wird jedoch die Variable der Zeit t zur Vereinfachung weggelassen.

$$u_{gesamt}(t) = \hat{u}_{gesamt} * \sin(2\pi f t) \qquad 6.2$$

Demnach berechnet sich der Gesamtstrom i_{gesamt} des Ersatzschaubilds nach Gleichung 6.3.

$$i_{\mathrm{gesamt}} = \frac{u_{\mathrm{gesamt}}}{\left(R_{\mathrm{CF}} + \frac{R_{\mathrm{jc}} * Z}{R_{\mathrm{jc}} + Z}\right)} \tag{6.3}$$

Aus Gleichung 6.3 und dem OHM'schen Gesetz lässt sich der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{\mathrm{CF}}$ berechnen, der sich durch die JOULE'schen Verluste ergibt (Glg. 6.4).

$$\dot{Q}_{\mathrm{CF}} = {i_{\mathrm{gesamt}}}^2 * R_{\mathrm{CF}} = \frac{{i_{\mathrm{gesamt}}}^2}{\left(R_{\mathrm{CF}} + \frac{R_{\mathrm{jc}} * Z}{R_{\mathrm{jc}} + Z}\right)^2} * R_{\mathrm{CF}} \tag{6.4}$$

Die Spannung u_{gesamt} wird durch den Widerstand R_{CF} teilweise abgebaut, sodass an der Roving-Roving-Kreuzungsstelle die Spannung u_{j} anliegt (Glg. 6.5).

$$u_{\mathrm{j}} = u_{\mathrm{gesamt}} - \frac{u_{\mathrm{gesamt}}}{\left(R_{\mathrm{CF}} + \frac{R_{\mathrm{jc}} * Z}{R_{\mathrm{jc}} + Z}\right)} * R_{\mathrm{CF}} \tag{6.5}$$

Der Gesamtstrom i_{gesamt} teilt sich an der Roving-Roving-Kreuzungsstelle entsprechend der Widerstandsverhältnisse an der Parallelschaltung in den Strom i_{jc} und den Strom i_{jd} auf. Der Strom i_{jc} repräsentiert den Strom, der zwischen den beiden sich kreuzenden Rovings über den Kontaktwiderstand übertragen wird. Der Strom i_{jd} speist den idealen Kondensator und führt zu den dielektrischen Verlusten. Mittels Gleichung 6.5 und dem OHM'schen Gesetz lassen sich die Ströme i_{jc} und i_{jd} berechnen (Glg. 6.6 bzw. Glg. 6.7).

$$i_{\mathrm{jc}} = \frac{u_{\mathrm{gesamt}} - \frac{u_{\mathrm{gesamt}}}{\left(R_{\mathrm{CF}} + \frac{R_{\mathrm{jc}} * Z}{R_{\mathrm{jc}} + Z}\right)} * R_{\mathrm{CF}}}{R_{jc}} \tag{6.6}$$

$$i_{\mathrm{jd}} = \frac{u_{\mathrm{gesamt}} - \frac{u_{\mathrm{gesamt}}}{\left(R_{\mathrm{CF}} + \frac{R_{\mathrm{jc}} * Z}{R_{\mathrm{jc}} + Z}\right)} * R_{\mathrm{CF}}}{Z} \tag{6.7}$$

Durch Gleichung 6.6 lässt sich nun der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{\mathrm{jc}}$ bestimmen, der durch die Verluste an den Kontaktwiderständen resultiert (Glg. 6.8).

$$\dot{Q}_{\mathrm{jc}} = {i_{\mathrm{jc}}}^2 * R_{\mathrm{jc}} = \left(\frac{u_{\mathrm{gesamt}} - \frac{u_{\mathrm{gesamt}}}{\left(R_{\mathrm{CF}} + \frac{R_{\mathrm{jc}} * Z}{R_{\mathrm{jc}} + Z}\right)} * R_{\mathrm{CF}}}{R_{jc}}\right)^2 * R_{\mathrm{jc}} \tag{6.8}$$

Zur Berechnung des Wärmestrombeitrags $\dot{Q}_{\mathrm{jd}}$, der durch die dielektrischen Verluste resultiert, muss der Strom i_{r}, der durch den Wirkwiderstand R_{jd} fließt, mittels Gleichung 2.8 und Gleichung 6.7 berechnet werden (Glg. 6.9).

$$i_{\mathrm{r}} = i_{\mathrm{jd}} * \frac{1}{(1+\frac{1}{\tan(\delta)})} = \frac{u_{\mathrm{gesamt}} - \frac{u_{\mathrm{gesamt}}}{\left(R_{\mathrm{CF}}+\frac{R_{\mathrm{jc}}*Z}{R_{\mathrm{jc}}+Z}\right)} * R_{\mathrm{CF}}}{Z} * \frac{1}{(1+\frac{1}{\tan(\delta)})} \qquad 6.9$$

Der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{\mathrm{jd}}$ kann mittels Gleichung 2.18 und Gleichung 6.9 berechnet werden (Glg. 2.12).

$$\dot{Q}_{\mathrm{jd}} = {i_{\mathrm{r}}}^2 * R_{\mathrm{jd}} = \left(\frac{u_{\mathrm{gesamt}} - \frac{u_{\mathrm{gesamt}}}{\left(R_{\mathrm{CF}}+\frac{R_{\mathrm{jc}}*Z}{R_{\mathrm{jc}}+Z}\right)} * R_{\mathrm{CF}}}{Z} * \frac{1}{\left(1+\frac{1}{\tan\delta}\right)} \right)^2 * R_{\mathrm{jd}} \qquad 6.10$$

Um die einzelnen Wärmestrombeiträge in Abhängigkeit der Spannung u_{gesamt}, des spezifischen Kontaktwiderstands $\rho_{\mathrm{el,c}}$ und der Dicke der separierenden Polymerschicht $h_{\mathrm{dielektr.}}$ zu berechnen, wurden die in Tabelle 6.1 dargestellten Parameter verwendet.

Tabelle 6.1: Parameterwerte, die für die Berechnung des analytischen Modells verwendet wurden

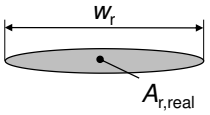
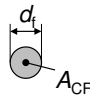
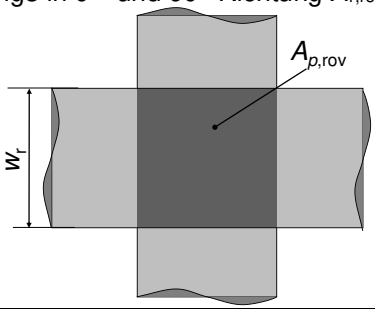
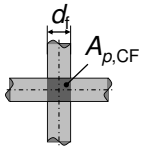
Symbol	Parameter	Wert	Quelle
$\rho_{\mathrm{el,CF}}$	Spezifischer Widerstand der CF	Nach Tabelle 3.4	
d_{f}	Durchmesser eines CF-Filaments	7 µm	[189]
l_{CF}	Länge des stromdurchflossenen Rovings zwischen zwei Kreuzungspunkten innerhalb der Leiterschleife	25 mm	Nach [19, 139]
f	Frequenz der Spannung	490 kHz	Kapitel 4.3
ε_{r}	Relative Permittivität	Interpolation der Werte aus Tabelle 3.9 entsprechend der Frequenz f	
$\tan\delta$	Dielektrischer Verlustfaktor		

Die Seitenlängen des quadratischen Erwärmungsbilds entsprechen typischerweise dem Durchmesser des verwendeten Induktors von 25 mm. Im Ersatzschaubild entsprechen die Seiten des Erwärmungsbilds der Länge des stromdurchflossenen Rovings zwischen zwei Kreuzungspunkten innerhalb der Leiterschleife l_{CF}. Vereinfacht wird zudem angenommen, dass die Größe der Kontaktfläche A_{kontakt} identisch mit der Fläche ist, die für die dielektrischen Verluste berücksichtigt werden muss (Kondensatorplattenfläche A_{c}). Daher wird zur Berechnung der Verluste an den Kontaktwiderständen sowie zur Berechnung der dielektrischen Verluste an einer Roving-Roving-Kreuzungsstelle jeweils die projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{\mathrm{p,rov}}$ verwendet (s. Kapitel 4). Die entsprechenden Werte von $A_{\mathrm{p,rov}}$ wurden für die jeweiligen Laminate aus Kapitel 5 übernommen. Gemäß Abbildung 6.1 b) ist die Kontaktfläche größer als die polarisierte Fläche an der die dielektrischen Verluste auftreten. Infolge der Vereinfachung werden beide Flächen überschätzt, wodurch die

resultierenden Widerstände verringert werden (Glg. 2.17 und Glg. 2.18). Da die polarisierte Fläche stärker überschätzt wird als die Kontaktfläche handelt es sich bei der getroffenen Vereinfachung um eine konservative Annahme. Als Werte für die Querschnittsfläche eines CF-Rovings werden für jedes Laminat der Mittelwert der Querschnittsflächen $\overline{A}_{r,real}$ in 0°- und 90°-Richtung aus Kapitel 5 verwendet.

Wie zuvor erläutert werden in diesem Modell bei gewebeverstärkten CFK-Laminaten die Roving-Roving Kreuzungsstellen betrachtet. Um jedoch die Wärmebeiträge ebenfalls für gelegeverstärkte CFK-Laminate, insbesondere für das NCF 200, berechnen zu können, müssen in diesem speziellen Fall Filament-Filament-Kreuzungsstellen betrachtet werden (Tabelle 6.2). Hierfür wird anstelle der Querschnittsfläche eine Rovings $\overline{A}_{r,real}$ die Querschnittsfläche eines CF-Filaments verwendet. Ebenso wird anstelle der projizierten Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden Rovings $A_{p,rov}$ die projizierte Kontaktfläche zwischen zwei sich kreuzenden CF-Filamenten $A_{p,f}$ verwendet, die dem Quadrat des Filamentdurchmessers entspricht.

Tabelle 6.2: Unterschiedliche Parameter für die Berechnung der Wärmestrombeiträge eines gewebe- bzw. gelegeverstärkten CFK-Organoblechs

Parameter	Gewebe	Gelege
Querschnittsfläche zur Berechnung des Leiterwiderstands R_f	 Gemittelte Querschnittsfläche eine Rovings in 0°- und 90°-Richtung $\overline{A}_{r,real}$	 Querschnittsfläche eines CF-Filaments $A_{CF} = d_f^2/4*\pi$
Kontaktfläche $A_{kontakt}$ und Fläche, die für die dielektrischen Verluste berücksichtigt wird (Kondensatorplattenfläche A_c)		 $A_{p,f} = d_f^2$

Bis auf die Kontaktwiderstände können alle Widerstände des Ersatzschaubilds mit den getroffenen Randbedingungen und den dielektrischen Materialeigenschaften der verwendeten Polymere berechnet werden. Für den Standardparametersatz wird als spezifischer Kontaktwiderstand entsprechend Tabelle 2.3 ein Wert von 10^{-5} $\Omega*m^2$ verwendet. Die Werte des gesamten Standardparametersatzes sind in Tabelle 6.3 dargestellt. Im Rahmen der folgenden Untersuchungen werden diese Parameter variiert.

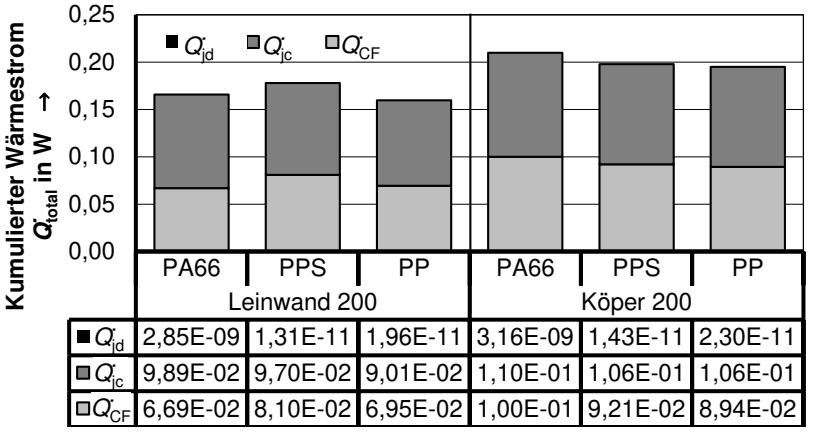
Tabelle 6.3: Parameterwerte des Standardparametersatzes

Parameter	Spannung u_{gesamt}	Polymerschichtdicke $h_{dielektr.}$	Spezifischer Kontaktwiderstand $\rho_{el,c}$
Wert	1 V	0,1 µm	10^{-5} Ω*m²

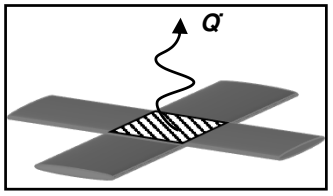
6.2 Validierung des analytischen Modells

6.2.1 Vergleich anhand der Standardparametersätze

Entsprechend dem analytischen Modell wurden die Wärmestrombeiträge $\dot{Q}_{CF}$, $\dot{Q}_{jc}$ und $\dot{Q}_{jd}$, die durch die drei Heizmechanismen resultieren, für den Standardparametersatz berechnet. Bei Geweben sind die dominierenden Heizmechanismen die Erwärmung durch Kontaktwiderstände und die Erwärmung durch JOULE'sche Verluste im Roving (Abbildung 6.3 und Abbildung 6.4).

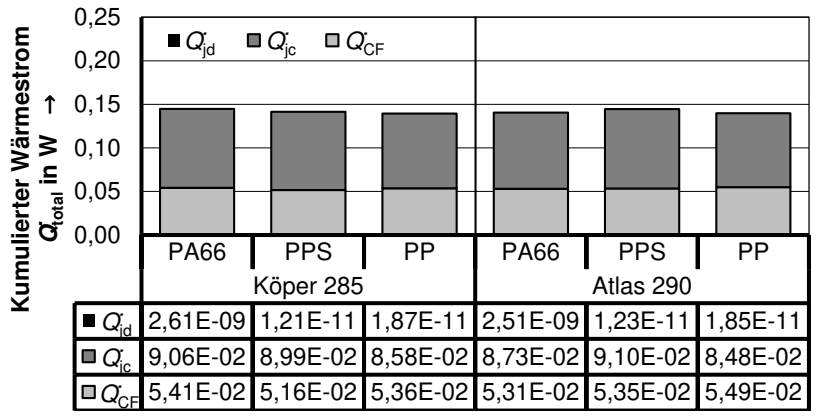


	PA66	PPS	PP	PA66	PPS	PP
$\dot{Q}_{jd}$	2,85E-09	1,31E-11	1,96E-11	3,16E-09	1,43E-11	2,30E-11
$\dot{Q}_{jc}$	9,89E-02	9,70E-02	9,01E-02	1,10E-01	1,06E-01	1,06E-01
$\dot{Q}_{CF}$	6,69E-02	8,10E-02	6,95E-02	1,00E-01	9,21E-02	8,94E-02

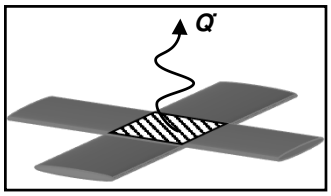


u_{total} = 1 V
$h_{dielektr.}$ = 0,1 µm
ρ_c = 10^{-5} Ω*m²

Abbildung 6.3: Vergleich des kumulierten Wärmestroms $\dot{Q}_{gesamt}$ in W unter Berücksichtigung einer Roving-Roving-Kreuzungsstelle für Laminate bestehend aus Verstärkungstextilien mit einem Flächengewicht von 200 g/m²



	PA66	PPS	PP	PA66	PPS	PP
$\dot{Q}_{jd}$	2,61E-09	1,21E-11	1,87E-11	2,51E-09	1,23E-11	1,85E-11
$\dot{Q}_{jc}$	9,06E-02	8,99E-02	8,58E-02	8,73E-02	9,10E-02	8,48E-02
$\dot{Q}_{CF}$	5,41E-02	5,16E-02	5,36E-02	5,31E-02	5,35E-02	5,49E-02

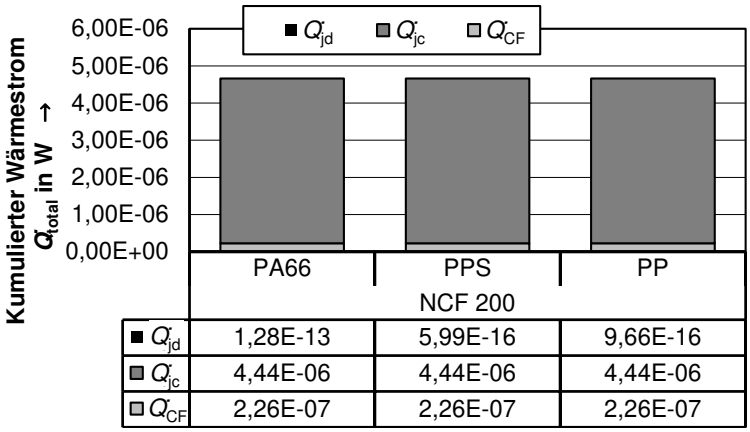


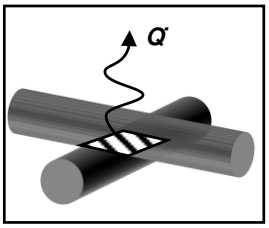
u_{total} = 1 V
$h_{dielektr.}$ = 0,1 µm
ρ_c = 10^{-5} Ω*m²

Abbildung 6.4: Vergleich des kumulierten Wärmestroms $\dot{Q}_{gesamt}$ in W unter Berücksichtigung einer Roving-Roving-Kreuzungsstelle für Laminate bestehend aus Verstärkungstextilien mit einem Flächengewicht von 285 g/m² und 290 g/m²

Der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{jd}$, der durch die dielektrischen Verluste resultiert, ist bis zu neun Dekaden geringer als der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{CF}$ oder $\dot{Q}_{jc}$. Demnach hat das dielektrische Verhalten des Matrixpolymers bei Geweben bei diesem Standardparametersatz einen vernachlässigbaren Einfluss auf das induktive Aufheizverhalten.

Verglichen mit den gewebeverstärkten Laminaten ist der kumulierte Wärmestrom $\dot{Q}_{gesamt}$ bei dem NCF 200 wesentlich geringer, da lediglich eine einzige Filament-Filament-Kreuzungsstelle betrachtet wird (Abbildung 6.5). Dies bedingt im Vergleich zur Betrachtung einer Roving-Roving-Kontaktstelle eine geringere Kontaktfläche ($A_{p,f}$) bzw. eine geringere Kondensatorfläche sowie eine geringere Querschnittfläche (A_f), die in das Modell eingehen. Hieraus resultiert ein größerer Gesamtwiderstand des Ersatzmodells, der wiederum zu einem geringeren induzierten Strom i_{gesamt} und somit zu einem geringeren dissipierten Wärmestrom führt.





u_{total} = 1 V
$h_{dielektr.}$ = 0,1 µm
$\rho_c = 10^{-5}$ Ω*m²

Abbildung 6.5: Vergleich der Wärmestrombeiträge $\dot{Q}_{jd}$, $\dot{Q}_{jc}$ und $\dot{Q}_{CF}$ unter Berücksichtigung einer Filament-Filamet-Kreuzung eines Geleges am Beispiel des NCF 200

Im Fall der verwendeten Standardparameter wird das Aufheizverhalten des NCF 200 durch die Verluste an den Kontaktwiderständen dominiert. Der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{jc}$ ist ca. eine Dekade größer als der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{CF}$. Die Unterschiede von bis zu ca. zehn Dekaden zwischen den Wärmestrombeiträgen $\dot{Q}_{jc}$ und $\dot{Q}_{jd}$, die an der Filament-Filament-Kreuzungsstelle dissipiert werden, resultieren durch die im Kreuzungsbereich vorliegenden unterschiedlichen Widerstände R_{jc} und Z. Aufgrund der im Vergleich zu den beiden anderen Wärmestrombeiträgen geringen Größe des Wärmestrombeitrags $\dot{Q}_{jd,}$ ist der Einfluss der dielektrischen Eigenschaften des Matrixpolymer auf den kumulierten Wärmestrom $\dot{Q}_{gesamt}$ bzw. auf das induktive Aufheizverhalten des Laminats vernachlässigbar.

Um die Ergebnisse der Wärmestrombeiträge des NCF 200 mit denen der gewebeverstärkten Laminate zu vergleichen, wird idealisiert angenommen, dass sich eine Roving-Roving-Kreuzungsstelle aus dem $A_{p,rov}/A_{p,f}$-fachen einer Filament-Filament-Kreuzungsstelle zusammensetzt und an jeder dieser Filament-Filament-Kreuzungsstellen entsprechend Abbildung 6.5 den Wärmestrom $4{,}66*10^{-6}$ W dissipiert wird. Die somit berechnete Werte des kumulierten Wärmestroms $\dot{Q}_{gesamt}$ für die gewebeverstärkten Laminate unter Berücksichtigung der Filament-Filament-Kreuzungsstellen (Abbildung 6.6) sind um bis zu ca. 82 % größer als die Werte des kumulierten Wärmestroms $\dot{Q}_{gesamt,}$ die unter Berücksichtigung von Roving-Roving-Kreuzungsstellen ermittelt wurden (Abbildung 6.3 und Abbildung 6.4).

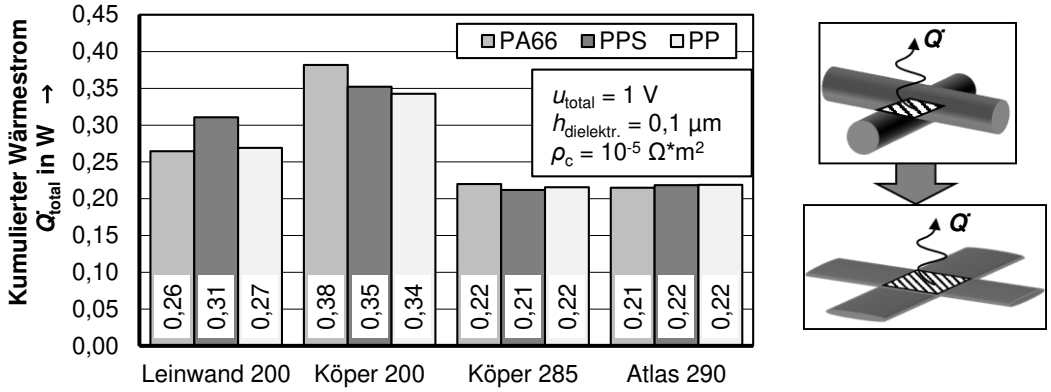


Abbildung 6.6: Vergleich des kumulierten Wärmestroms $\dot{Q}_{gesamt}$ in W unter Berücksichtigung von Filament-Filament-Kreuzungsstellen für Laminate bestehend aus Geweben

Die unterschiedlichen Werte der beiden Betrachtungsweisen resultieren aus folgenden Gründen:

- Bei der Betrachtung der Rovings werden die darin enthaltenen CF-Filamente als parallelgeschaltet angenommen, wodurch ein geringerer Widerstand R_f für den Fall der Roving-Roving-Kreuzungsstellen resultiert
- Die anliegende Spannung u_{gesamt} bleibt zwar konstant, wenn mehrere Filament-Filament-Kreuzungsstellen in einer Parallelschaltung angeordnet sind, allerdings ändert sich die Stromstärke i_{gesamt} aufgrund der KIRCHOFF'schen Regel sowie des Gesamtwiderstands infolge der Parallelschaltung

Die Abweichungen verdeutlichen, dass es zwingend erforderlich ist zwischen Roving-Roving- und Filament-Filament-Kreuzungsstellen zu unterscheiden.

6.2.2 Variation der Standardparameter

Die gewählten Standardparameter basieren auf literaturgestützten Werten. Um den Einfluss einer möglichen Parameterabweichung zwischen Modell und Realität auf die Wärmebeiträge einschätzen zu können, werden im Folgenden die Standardparameter einzeln im Rahmen des technisch relevanten Bereichs variiert (Abbildung 6.7 bis Abbildung 6.9). Der Standardparametersatz ist stets in der Mitte der Abszisse dargestellt.

Induzierte Spannung

Die induzierte Spannung u_{gesamt} wurde in einem Bereich zwischen 0,01 und 100 V variiert (Abbildung 6.7). Alle Wärmestrombeiträge zeigen eine exponentielle Abhängigkeit von der induzierten Spannung (doppelt logarithmische Darstellung). Entsprechend dem OHM'schen Gesetz führt eine Erhöhung der Spannung eine proportionale Zunahme der Stromstärke nach sich. Die gesteigerte Stromstärke geht jedoch quadratisch in die elektrische Leistung bzw. in den dissipierten Wärmestrom mit ein.

Polymerschichtdicke

Je größer die Polymerschichtdicke, desto größer der Widerstand R_{jd}. Eine Steigerung des Widerstands R_{jd} führt zu einer Steigerung des Gesamtwiderstands des Ersatzschaubilds und damit zu einer geringeren Stromstärke i_{gesamt}. Zusätzlich verringert sich infolge einer Zunahme des Widerstands R_{jd} der Anteil des Stroms i_{jd} am Strom i_{gesamt}, wodurch der Anteil des Wärmestrombeitrags $\dot{Q}_{jd}$ an dem kumulierten Wärmestrom $\dot{Q}_{gesamt}$ sinkt. Die Variation der Polymerschichtdicke $h_{dielektr.}$ zeigt jedoch, dass die Wärmestrombeiträge $\dot{Q}_{CF}$ und $\dot{Q}_{jc}$ nicht merklich beeinflusst werden (Abbildung 6.8). Die Änderung des Gesamtwiderstands infolge der Änderung der Polymerschichtdicke hat demnach nur einen sehr geringen Einfluss auf alle drei Wärmestrombeiträge. Bei dem Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{jd}$ zeigt sich jedoch ein exponentieller Einfluss der Polymerschichtdicke (doppelt logarithmische Darstellung). Dieses Verhalten resultiert durch die Änderung der Stromstärke i_{jd} infolge der Änderung der Polymerschichtdicke. Der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{jd}$ ist gemäß Gleichung 6.9 und 6.10 quadratisch von der Stromstärke i_{jd} abhängig. Ein prozessrelevanter Einfluss der Polymerschichtdicke liegt jedoch im betrachten Parameterbereich nicht vor. Selbst bei einer Polymerschichtdicke im Nanometer-Bereich (~10^{-9} m) ist der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{jd}$ um bis zu acht Dekaden kleiner im Vergleich zu den beiden anderen Wärmestrombeiträgen.

Spezifischer Kontaktwiderstand

Im Variationsbereich von 10^{-7} bis 10^{-3} $\Omega*m^2$ hat der spezifische Kontaktwiderstand einen signifikanten Einfluss auf alle drei Wärmestrombeiträge (Abbildung 6.9). Da der Widerstand R_{jc} direkt von dem spezifischen Kontaktwiderstand abhängt, wird durch den spezifischen Kontaktwiderstand das Verhältnis zwischen den Widerständen R_{CF} und R_{jd} beeinflusst. Je nach Verhältnis der Widerstände R_{CF} und R_{jd} wechselt der dominierende Wärmestrombeitrag von $\dot{Q}_{CF}$ nach $\dot{Q}_{jc}$. Der spezifische Kontaktwiderstand beeinflusst über den Widerstand R_{jc} zudem den Gesamtwiderstand des Ersatzmodells und somit die induzierte Stromstärke i_{gesamt}. Dementsprechend existiert hinsichtlich eines maximalen kumulierten Wärmestroms ein optimaler spezifischer Kontaktwiderstand. Der spezifische Kontaktwiderstand beeinflusst ebenfalls das Verhältnis zwischen den Widerständen R_{jc} und R_{jd}. Hierdurch wird vor allem der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{jd}$ signifikant beeinflusst. Dieser steigt mit zunehmendem spezifischen Kontaktwiderstand zunächst an. Da jedoch gleichzeitig die induzierte Stromstärke i_{gesamt} mit steigendem spezifischen Kontaktwiderstand abnimmt, nähert sich der Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{jd}$ einem Grenzwert.

6.3 Einfluss des Matrixpolymers auf das induktive Aufheizverhalten

Die Laminate mit einer Matrix aus PA66 weisen gefolgt von den Laminaten mit einer Matrix aus PPS stets die höchsten Werte für den Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{jd}$ auf. Dieses Verhalten resultiert durch den unterschiedlichen dielektrischen Verlustfaktor tanδ der Polymere. Aufgrund der großen Unterschiede der Wärmestrombeiträge $\dot{Q}_{jc}$ und $\dot{Q}_{CF}$ im Vergleich zum Wärmestrombeitrag $\dot{Q}_{jd}$, hat der Typ des Polymers jedoch einen vernachlässigbaren Einfluss auf das induktive Aufheizverhalten. Dementsprechend können die Unterschiede der in Abbildung 5.30 und Abbildung 5.31 gezeigten Aufheizraten nicht auf das dielektrische Verhalten des Matrixpolymers zurückgeführt werden.

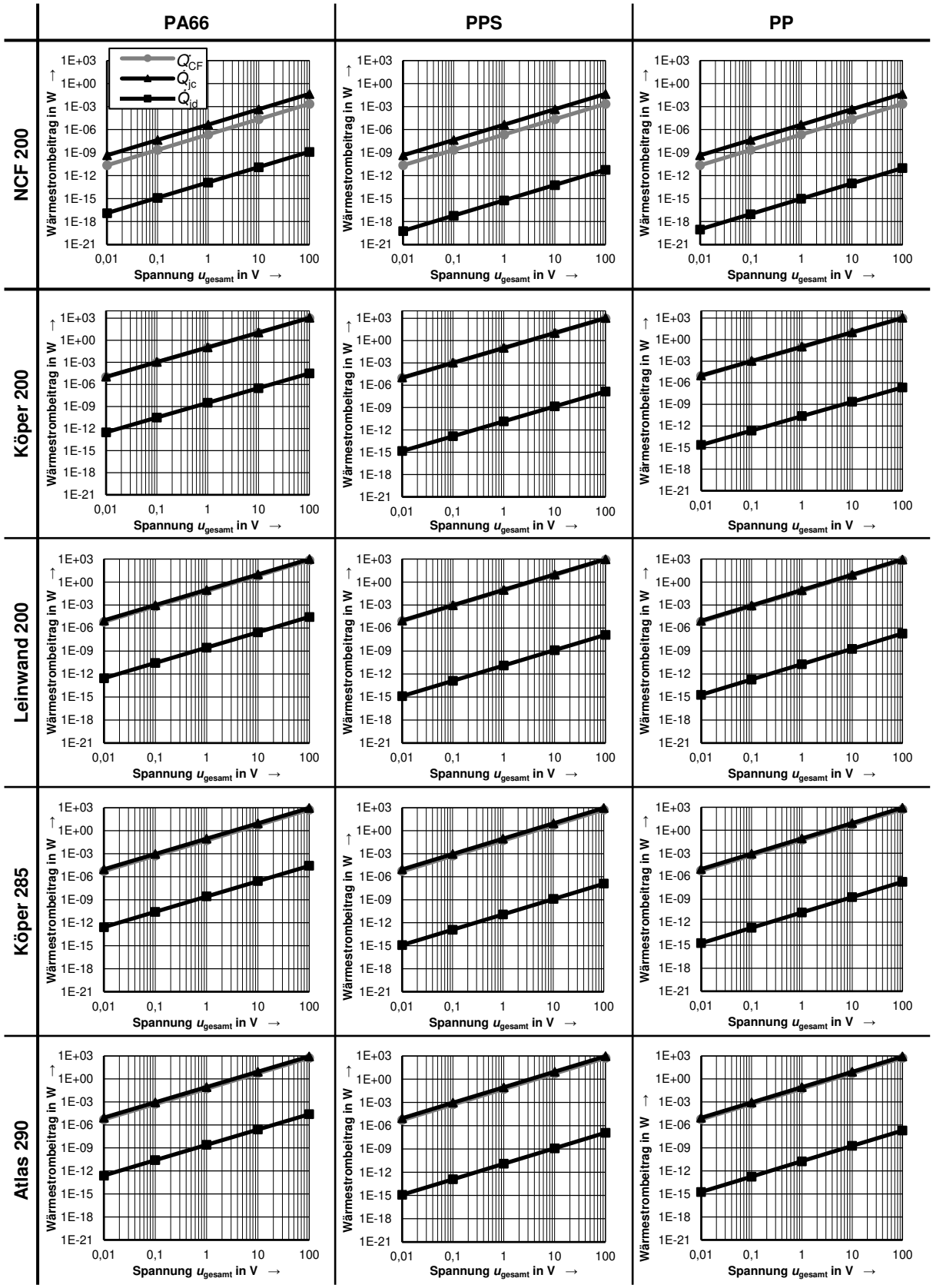


Abbildung 6.7: Wärmestrombeiträge $\dot{Q}_{CF}$, $\dot{Q}_{jc}$ und $\dot{Q}_{jd}$ in Abhängigkeit des Matrixpolymers, Typ des CF-Verstärkungstextils sowie der induzierten Spannung u_{gesamt} in doppelt logarithmischer Darstellung bei einer Polymerschichtdicke $h_{dielektr.}$ von 0,1 µm und einem spezifischen Kontaktwiderstands $\rho_{el,c}$ von 10^{-5} Ω*m^2; der Nullpunkt beider Achsen ist unterdrückt

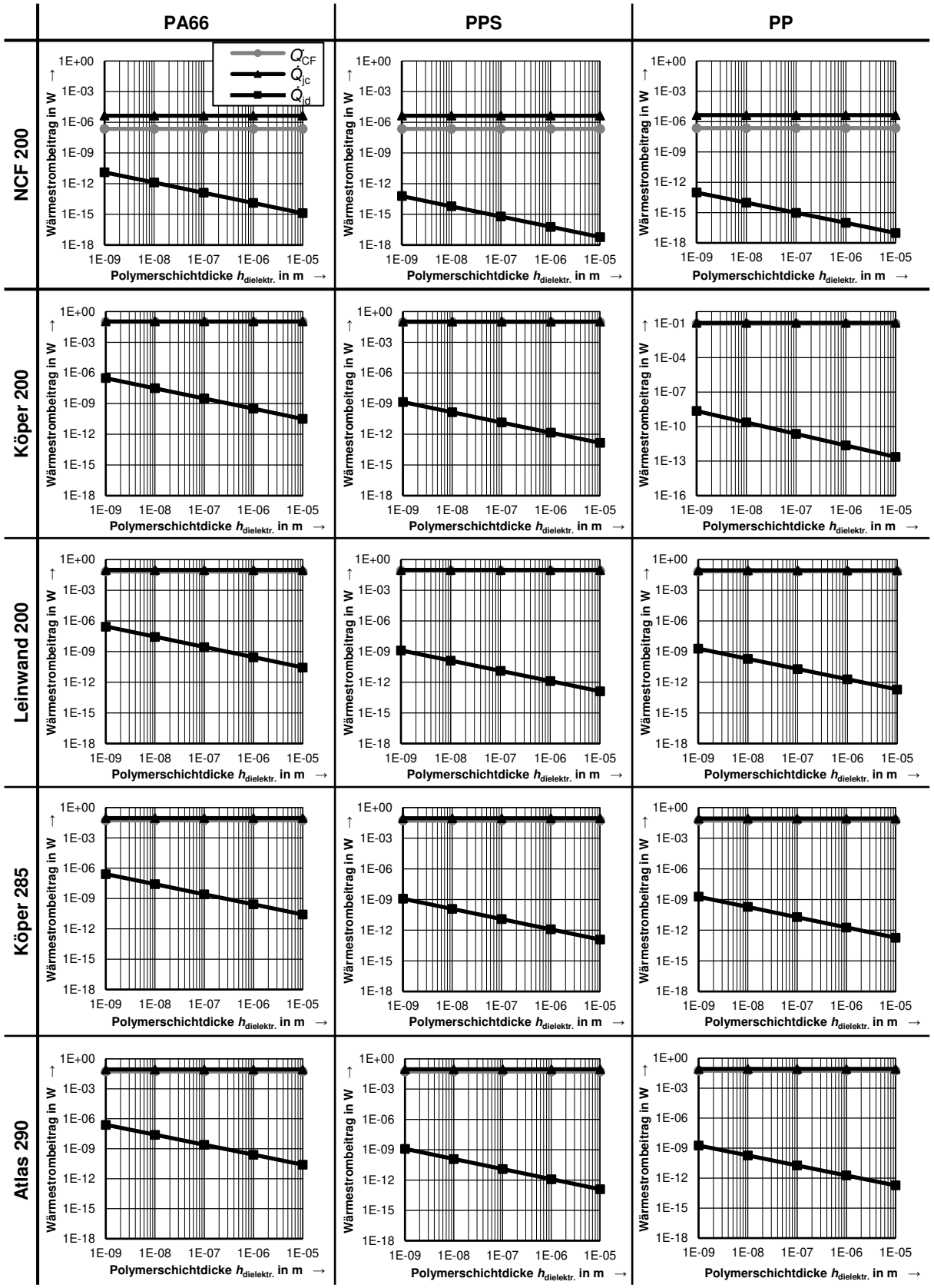


Abbildung 6.8: Wärmestrombeiträge $\dot{Q}_{CF}$, $\dot{Q}_{jc}$ und $\dot{Q}_{jd}$ in Abhängigkeit des Matrixpolymers, Typ des CF-Verstärkungstextils sowie Polymerschichtdicke $h_{dielektr.}$ in doppelt logarithmischer Darstellung bei einer induzierten Spannun u_{gesamt} von 1 V und einem spezifischen Kontaktwiderstands $\rho_{el,c}$ von 10^{-5} Ω*m^2; der Nullpunkt beider Achsen ist unterdrückt

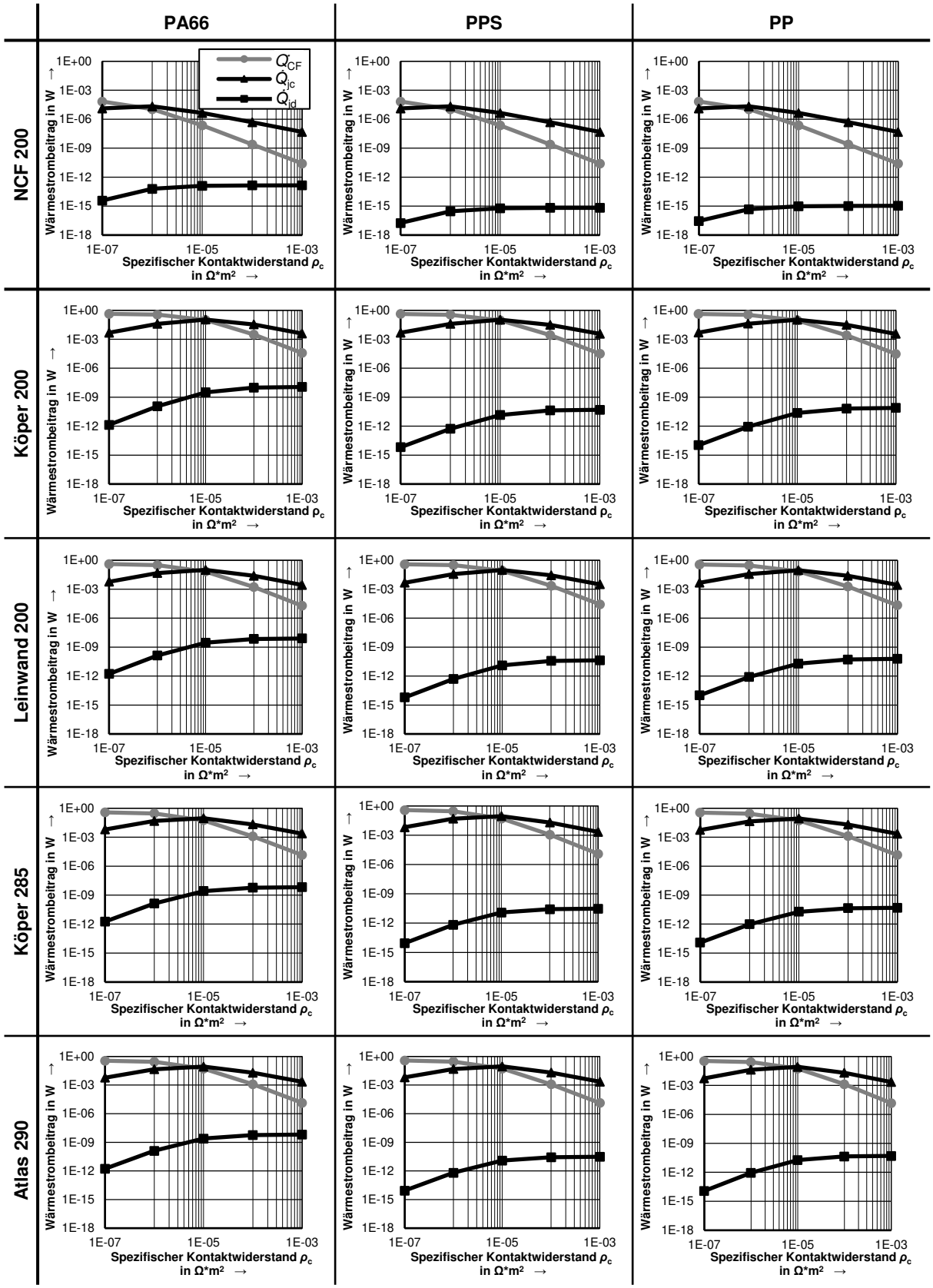


Abbildung 6.9: Wärmebeiträge $\dot{Q}_{CF}$, $\dot{Q}_{jc}$ und $\dot{Q}_{jd}$ in Abhängigkeit des Matrixpolymers, Typ des CF-Verstärkungstextils sowie des spezifischen Kontaktwiderstands $\rho_{el,c}$ in doppelt logarithmischer Darstellung bei einer Polymerschichtdicke $h_{dielektr.}$ von 0,1 µm und einer Spannung u_{gesamt} von 1 V; der Nullpunkt beider Achsen ist unterdrückt

7 Angepasster Laminataufbau für einen Schweißprozess

Basierend auf den zuvor gewonnenen Erkenntnissen wurden für das Induktionsschweißen angepasste Laminate basierend auf CF-Verstärkungstextilien und einer Matrix aus PA66 entwickelt. Entsprechend der Zieldefinition in Kapitel 3.1 und Tabelle 3.1 muss innerhalb von 3 s auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche eine Temperatur von 310 °C vorliegen. Folglich muss die Aufheizrate auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche $\dot{T}_o$ mindestens 103,33 K/s betragen. Die Temperatur der induktorzugewandten Laminatoberfläche darf während der Aufheizzeit die Schmelztemperatur von 260 °C nicht überschreiten. Um einen Laminataufbau zu entwickeln, der ein solches induktives Aufheizverhalten aufweist, wurden jeweils zwei unterschiedliche Typen von CF-Verstärkungstextilien für einen Laminataufbau verwendet.

7.1 Anpassungskonzepte und Laminatherstellung

Es wurden folgende zwei Konzepte für die Anpassung der Laminate entwickelt:

1. Auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche werden Verstärkungstextilien mit der geringsten und auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche werden Verstärkungstextilien mit der größten normierten projizierten Kontaktfläche verwendet
2. Auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche werden Verstärkungstextilien mit der geringsten normierten projizierten Kontaktfläche und auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche werden NCF 200 verwendet

Das erste Konzept basiert auf den zuvor gewonnenen Erkenntnissen, dass die Aufheizrate linear mit der normierten kumulierten projizierten Kontaktfläche ansteigt. Da die Aufheizrate mit der im Laminat generierten Wärme korrespondiert, ist die Erwartungshaltung bei Konzept 1, dass mehr Wärme im gegenüberliegenden Bereich des Laminats generiert wird als im induktorzugewandten Laminatbereich. Konzept 2 zielt auf den gleichen Effekt ab. Für das NCF 200 konnte jedoch keine normierte projizierte Kontaktfläche bestimmt werden. Allerdings wurden innerhalb einer Serie beim NCF 200 meist die höchsten Aufheizraten ermittelt. Daher soll Konzept 2 diesen Sonderfall berücksichtigen.

Das Verstärkungstextil mit der geringsten normierten projizierten Kontaktfläche von 259,87 mm/cm^2 ist das Köper 630, das Verstärkungstextil mit der größten normierten

projizierten Kontaktfläche von 956,97 mm/cm^2 ist das Köper 160. Analog zu den vorherigen Aufheizversuchen sollen angepasste Laminate mit einem FVG von ca. 50 % und einer Laminatdicke von ca. 2,2 mm untersucht werden. Für jedes Konzept können jeweils zwei mögliche Laminataufbauten realisiert werden, die sich in der Anzahl der jeweiligen CF-Verstärkungstextilien unterscheiden.

Die angepassten Laminate wurden mittels Film-Stacking in Kombination mit einem Autoklavprozess hergestellt. Hierfür wurden die Autoklavparameter entsprechend Tabelle 4.3 verwendet. Um zu gewährleisten, dass gemäß der Anforderung aus Tabelle 3.1 in jeder Schicht des Laminats der gleiche FVG vorliegt, werden die angepassten Laminate aus Untereinheiten, sog. Substacks, aufgebaut (Tabelle 7.1). Ein Substack besteht aus ein oder mehreren Lagen eines CF-Verstärkungstextils. Innerhalb eines Substacks sind die Polymerfolien symmetrisch zwischen den CF-Verstärkungstextillagen verteilt.

Tabelle 7.1: Übersicht der zur Herstellung der angepassten und konventionellen Laminate verwendeten Anzahl an CF-Verstärkungstextilien und Polymerfolien mit Zuordung zu einem Substack

Nr.	**Bezeichnung**	**Substack 1**			**Substack 2**		
		CF-Verstärkungstextil	Anzahl Verstärkungstextillagen	Anzahl an Polymerfolien	CF-Verstärkungstextil	Anzahl Verstärkungstextillagen	Anzahl an Polymerfolien
1.	3x Köper 630	Köper 630	3	5x 150 µm 3x 100 µm	/	/	/
2.	12x Köper 160	Köper 160	12	1x 150 µm 9x 150 µm	/	/	/
3.	9x NCF 200	NCF 200	9	5x 150µm 3x 100 µm	/	/	/
4.	2x Köper 630 + 3x NCF 200	Köper 630	2	4x 150 µm 1x 100 µm	NCF 200	3	1x 150 µm 2x 100 µm
5.	1x Köper 630 + 6x NCF 200	Köper 630	1	1x 150 µm 2x 100 µm	NCF 200	6	7x 100 µm
6.	2x Köper 630 + 4x Köper 160	Köper 630	2	4x 150 µm 1x 100 µm	Köper 160	4	1x 150 µm 2x 100 µm
7.	1x Köper 630 + 8x Köper 160	Köper 630	1	1x 150 µm 2x 100 µm	Köper 160	8	7x 100 µm

Neben den angepassten Laminaten wurden zudem Laminate hergestellt die lediglich aus einem der drei für die Anpassung verwendeten CF-Verstärkungstextilien bestehen. Hierdurch soll es möglich sein das Erwärmungsverhalten der angepassten Laminate unter gleichen Randbedingungen mit konventionellen Laminaten zu vergleichen. Die genauen Werte der angestrebten FVG und Laminatdicken eines jeden Laminats

sind im Anhang F in Tabelle 10.30 dargestellt. Ebenfalls sind in der im Anhang G zu findenden Tabelle 10.31 die realen Laminatdicken und realen FVG der hergestellten Laminate festgehalten. Mit den angepassten sowie mit den konventionellen Laminaten wurden induktive Aufheizversuche durchgeführt. Die Versuchsdurchführung erfolgte analog zu Kapitel 4.3. Bei den optimierten Laminaten wurde stets die Laminatoberfläche an der sich das Köper 630 befand dem Induktor zugewendet. Für die Versuchsauswertung wird nur die analog zu Kapitel 4.4.1 bestimmte Aufheizrate herangezogen.

7.2 Versuchsergebnisse und Diskussion

7.2.1 Aufheizversuche mit 40 % Generatorleistung

Wie in den vorherigen Versuchsreihen ist bei allen drei konventionellen Laminaten die Aufheizrate der induktorzugewandten Laminatoberfläche $\dot{T}_i$ stets größer als die der gegenüberliegenden Laminatoberfläche $\dot{T}_o$ (Abbildung 7.1). Ebenfalls weist das konventionelle Laminat aus Köper 630 die niedrigste und das Laminat aus NCF 200 die größte Aufheizrate auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche auf.

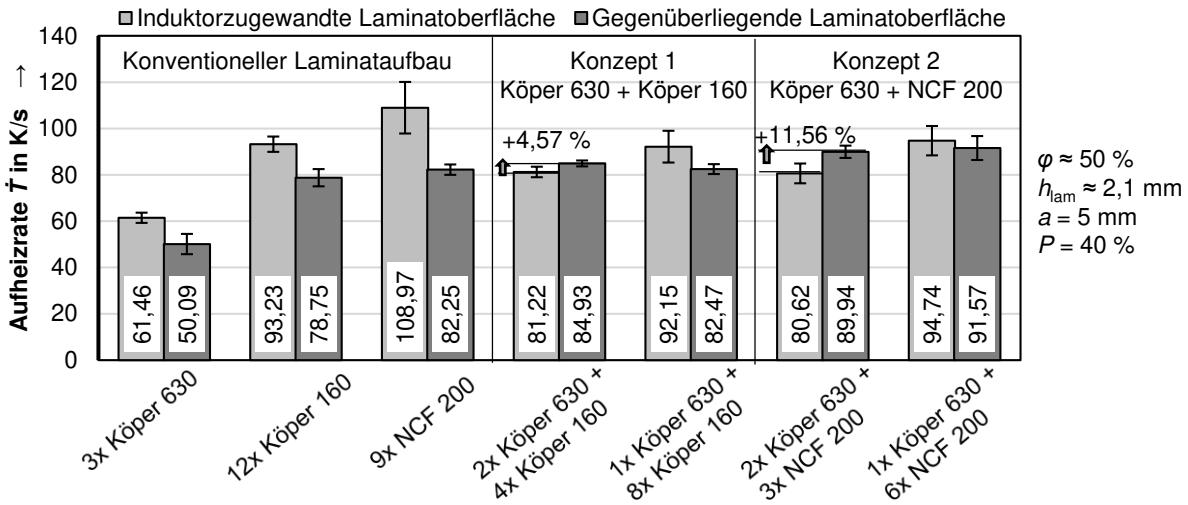


Abbildung 7.1: Vergleich der ermittelten Aufheizraten für die konventionellen sowie für die angepassten Laminate

Die beiden angepassten Laminate des Konzept 2 (Köper 630 + NCF 200) zeigen im Vergleich zu den konventionellen Laminaten (3x Köper 630 und 9 NCF 200) eine signifikant reduzierte Differenz zwischen den Aufheizraten der induktorzugewandten und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche. Im Fall des 2x Köper 630 + 3x NCF 200 konnte sogar eine um ca. 12 % größere Aufheizrate auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche als auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche erreicht werden.

Ein ähnliches Ergebnis zeigt sich bei den angepassten Laminaten des Konzepts 1 (Köper630 + Köper 160). Hier hat sich ebenfalls die Differenz der Aufheizraten zwischen den beiden Laminatoberflächen im Vergleich zu den konventionellen Laminaten (3x Köper 630 und 12x Köper 160) deutlich reduziert. Bei dem Laminat 2x Köper 630 + 4x Köper 160 konnte auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche sogar eine um ca. 5 % größere Aufheizrate als auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche realisiert werden.

Bei beiden Konzepten zeigten sich die besten Optimierungsergebnisse bei den Laminaten, die zwei Lagen des Köper 630 aufweisen. Ist nur eine Lage des Köper 630 vorhanden, kann zwar die Differenz der Aufheizraten gesenkt werden, allerdings überwiegt immer noch die Wärmegenerierung auf der induktorzugewandte Laminatoberfläche. Die Verstärkungstextilien mit einer schnellen Wärmegenerierung sind zu nah an der induktorzugewandten Laminatoberfläche positioniert (Abbildung 7.2).

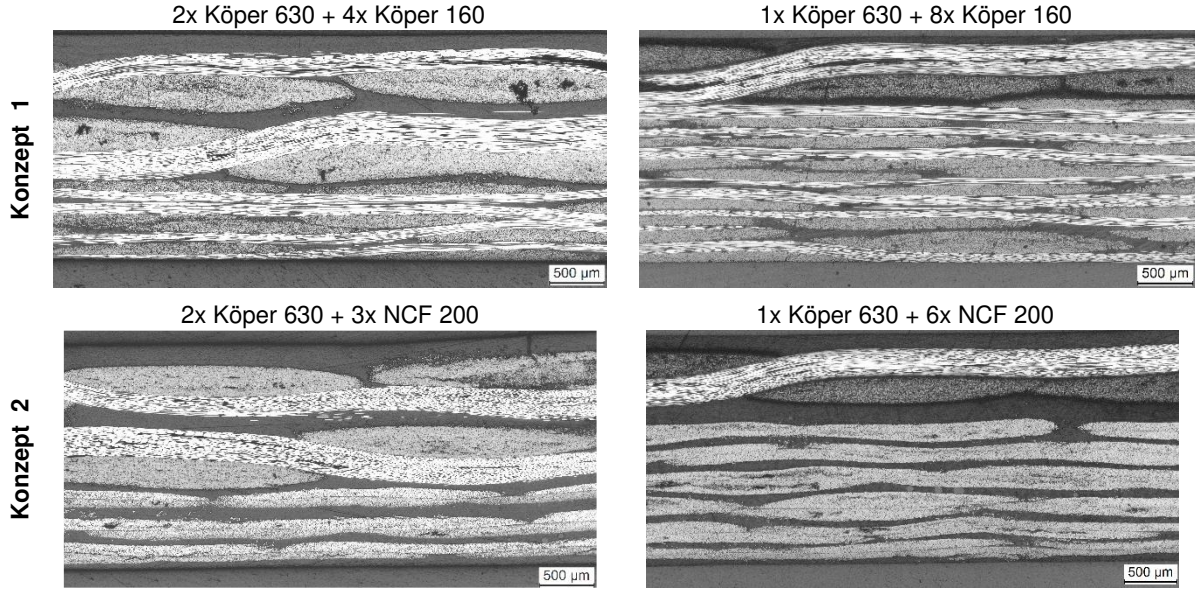


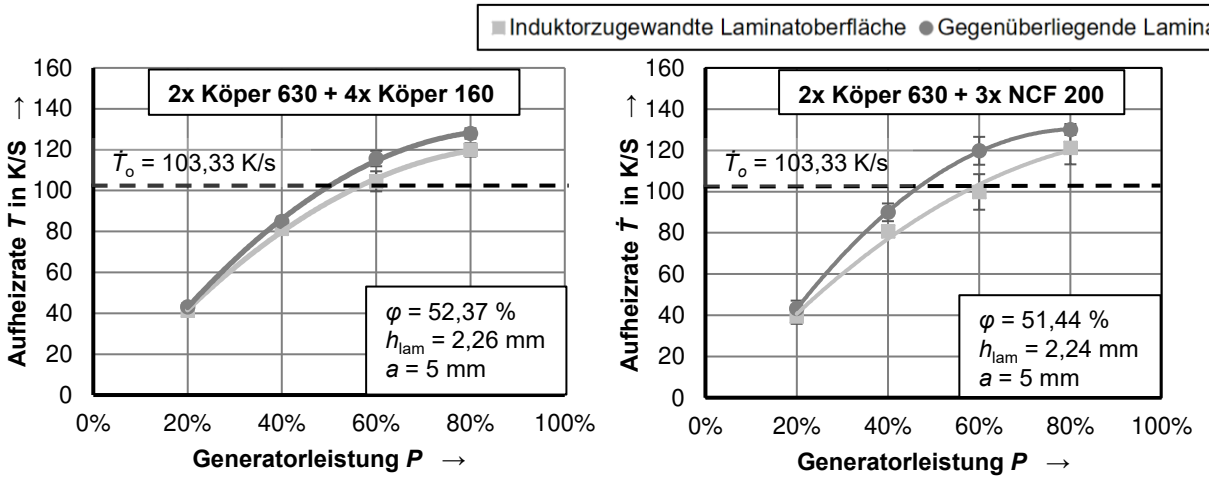
Abbildung 7.2: Schliffbilder der angepassten Laminate

Die Laminate 2x Köper 630 + 4x Köper 160 und 2x Köper 630 + 3x NCF 200 ermöglichen es zwar bei einer Generatorleistung von $P = 40$ % eine höhere Aufheizrate auf den gegenüberliegenden als auf der induktorzugewandten Laminatoberflächen zu erzeugen, dennoch ist die Aufheizrate auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche zu niedrig, um die gesetzten Anforderungen zu erfüllen.

7.2.2 Aufheizversuche mit unterschiedlichen Generatorleistungen

Um bei den Laminaten 2x Köper 630 + 4x Köper 160 und 2x Köper 630 + 3x NCF 200 höhere Aufheizraten auf der induktorzugewandten Laminatoberfläche zu erzielen, wurden diesen Laminaten erneut Aufheizversuche mit unterschiedlichen Generatorleistungen durchgeführt (Abbildung 7.3). Zusätzlich sollte hierdurch untersucht werden, in wie weit das induktive Aufheizverhalten der angepassten Laminate durch die Generatorleistung beeinflusst wird.

Die Aufheizraten auf beiden Laminatoberflächen nehmen bei beiden Laminaten mit steigender Generatorleistung zu (Abbildung 7.3). Der degressive Verlauf der Aufheizraten im betrachteten Bereich kann in sehr guter Näherung durch ein Polynom 2. Grades beschrieben werden. Zudem korreliert dieser Regressionsansatz mit der in Gleichung 2.19 beschriebenen Abhängigkeit. Im Bereich zwischen 20 % und 60 % nimmt der Unterschied zwischen den Aufheizraten der induktorzugewandten und der gegenüberliegenden Laminatoberfläche mit steigender Generatorleistung zu. Bei einer Generatorleistung von 80 % hat sich diese Differenz jedoch im Vergleich zu einer Generatorleistung von 60 % bei beiden Laminate verringert.



$\dot{T}_i = -153{,}54\,P^2 + 283{,}16\,P - 8{,}79$ $R^2 = 0{,}9989$ $\dot{T}_i = -123{,}51\,P^2 + 255{,}79\,P - 5{,}56$ $R^2 = 0{,}9919$

$\dot{T}_o = -184{,}49\,P^2 + 326{,}99\,P - 15{,}24$ $R^2 = 0{,}9994$ $\dot{T}_o = -227{,}49\,P^2 + 372{,}79\,P - 22{,}39$ $R^2 = 0{,}9999$

Abbildung 7.3: Induktive Aufheizraten und Regressionskruven der beiden Laminateoberflächen des angepassten Laminats 2x Köper 630 + 4x Köper 160 (links) und des angepassten Laminats 2x Köper 630 + 3x NCF 200 (rechts) in Abhnängigkeit der Generatorleistung *P* mit Angabe der Gleichungen der Regressionskurven sowie der Bestimmtheitsmaße

Basierend auf den ermittelten Regressionskurven wurden die Zusammenhänge in Abbildung 7.4 hergeleitet. Ab einer Generatorleistung von 50,84 % beim 2x Köper 630 + 4x Köper 160 und von 47,48 % beim 2x Köper 630 + 3x NCF 200 ist ein Aufheizen der

gegenüberliegenden Laminatoberfläche auf 310 °C in unter 3 s möglich, d. h. $\dot{T}_o \geq 103{,}33$ K/s (Abbildung 7.4). Allerdings erfüllt keines der Laminate die Anforderung, dass die induktorzugewandte Laminatoberfläche unterhalb der Schmelztemperatur bleibt, wenn auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche die Schmelztemperatur von 310 °C erreicht wird. Dieser Anforderung kommt das Laminat 2x Köper 630 + 3x NCF 200 bei einer Generatorleistung von 47,48 % mit einer Temperatur der induktorzugewandten Laminatoberfläche von 264,14 °C am nahesten.

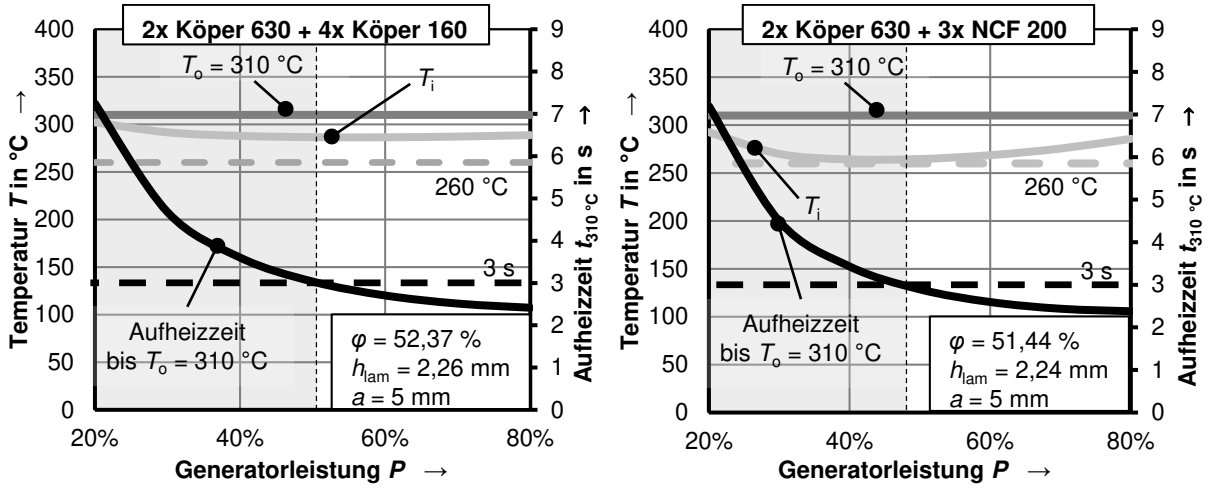


Abbildung 7.4: Temperatur der induktorzugewandten Laminatoberfläche T_i der angepassten Laminate 2x Köper 630 + 4x Köper 160 (links) und 2x Köper 630 + 3x NCF 200 (rechts) in Abhängigkeit der Generatorleistung basierend auf den in Abbildung 7.3 ermittelten Regressionskurven für den Zeitpunkt, wenn die Temperatur der gegenüberliegenden Laminatoberfläche T_o 310 °C erreicht hat, mit Angabe der Aufheizzeit $t_{310\,°C}$, die zum Erreichen einer Temperatur von 310°C auf der gegenüberliegenden Laminatoberfläche notwendig ist; der graue Bereich kennzeichned den Leistungsbereich, der zu einer Aufheizzeit von über 3 s führt; der Nullpunkt der Abszisse ist unterdrückt

Werden hingegen die experimentell ermittelten Aufheizratenpaare aus Abbildung 7.3 herangezogen und nicht die Regressionskurven, können bei dem Laminat 2x Köper 630 + 3x NCF 200 bei einer Generatorleistung von 60 % alle an das angepasste Laminat gestellten Anforderungen erfüllt werden: Nach 2,59 s hat die gegenüberliegende Laminatoberfläche eine Temperatur von T_o = 310 °C erreicht und die Temperatur der induktorzugewandten Laminatoberfläche weist eine Temperatur T_i von 258,33 °C auf. Die Validierung der angepassten Laminate hängt daher eng von der verwendeten Nachweisführung ab. Ausschlaggebend ist stets die Anforderung die induktorzugewandten Laminatoberfläche unterhalb der Schmelztemperatur der Matrix zu halten. Je nach Nachweisführung konnte von den vier angepassten Laminaten nur

das Laminat 2x Köper 630 + 3x NCF 200 alle Anforderungen erfüllen. Bei beiden Fällen der Nachweisführung lag die Temperatur der induktorzugewandten Laminatoberfläche jedoch sehr nah oberhalb bzw. unterhalb der Schmelztemperatur.

7.3 Gestaltungsempfehlungen für angepasste textilverstärkte Organobleche

Für gewöhnlich richtet sich die Auswahl des Laminataufbaus primär nach den anwendungsspezifischen Anforderungen. Die Berücksichtigung von herstellungsspezifischen Gestaltungsempfehlungen ist diesen Anforderungen untergeordnet. Allerdings kann bei der Auswahl des Laminataufbaus ein Kompromis aus anwendungsspezifischen Anforderungen und aus herstellungsspezifischen Gestaltungsempfehlungen zu effizienteren und robusteren Prozessen führen. Daher wurden die zuvor gewonnenen Erkenntnisse in folgende Gestaltungsempfehlungen überführt:

- Im induktornahen Laminatbereich soll ein grob- und im induktorfernen Bereich ein feinschichtiger Laminataufbau gewählt werden. Ein feinschichtiger Laminataufbau wird durch die Verwendung von CF-Verstärkungstextilien mit einem möglichst geringen Flächengewicht (geringer Titer und geringe Fadendichte) realisiert. Die Grenze zwischen dem grob- und feinschichtigen Aufbau sollte möglichst nah an der gegenüberliegenden Laminatoberfläche bzw. der späteren Fügezone liegen.
- Der FVG sollte im induktorabgewandten Laminatbereich möglichst hoch und homogen verteilt sein. Im induktorzugewandten Laminatbereich ist es für eine geringe Wärmegenerierung vorteilhaft, wenn der FVG lokal inhomogen verteilt ist, indem die einzelnen Lagen an CF-Verstärkungstextilien durch matrixreiche Zwischenschichten elektrisch voneinander isoliert sind.
- Bei einem geringen Gesamt-FVG des Laminats sollten für eine schnelle Wärmegenerierung im gegenüberliegenden Laminatbereich Gewebe anstelle von Gelegen verwendet werden. Bei einem FVG von über 50 % kann hingegen mit einem Gelege im induktorabgewandten Laminatbereich bessere Ergebnisse erzielt werden als mit einem Gewebe geringeren Flächengewichts.
- Hinsichtlich einer günstigeren Temperaturverteilung in Dickenrichtung des Laminats sollte vorzugsweise ein dünnes Laminat mit hohem FVG anstelle eines dicken Laminats mit geringem FVG verwendet werden.

- Aus dem Stand der Technik lässt sich ableiten, dass im induktornahen Laminatbereich die Winkel der Faserorientierung benachbarter Verstärkungstextillagen sich nur geringfügig unterscheiden sollten. Im gegenüberliegenden Laminatbereich sollte hingegen zwischen benachbarten Verstärkungstextillagen ein Winkelunterschied von 90° vorliegen.
- Da ein unsymmetrischer Laminataufbau aus strukturmechanischer Hinsicht ungern gewählt wird, kann das induktorzugewandte Fügeteil aus einem CF-Verstärkungstextil bestehen, das sich schlecht aufheizen lässt (hohes Flächengewicht) und das vom Induktor weiter entferntere Fügeteil aus einem CF-Verstärkungstextil, das eine höhere Aufheizrate ermöglicht (geringes Flächengewicht) (Abbildung 7.5). Die Laminate der einzelnen Fügeteile verfügen somit jeweils über einen symmetrischen Aufbau. Im Bereich der Überlappung, wo es zu einer Materialdopplung kommt, liegt jedoch weiterhin streng genommen kein symmetrischer Laminatafbau vor.

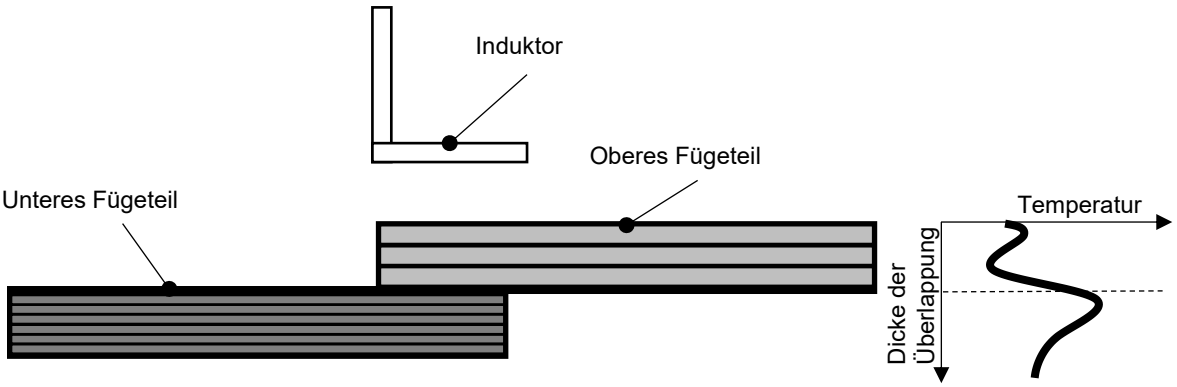


Abbildung 7.5: Schematische Darstellung einer angepassten Überlappverbindung, wobei das Laminat des oberen Fügeteils aus einem CF-Verstärkungstextil mit einem hohen Flächengewicht und das Laminat des unteren Fügeteils aus einem CF-Verstärkungstextil mit geringem Flächngewicht besteht.

8 Zusammenfassung

Zur Steigerung des industriellen Einsatzes von endlosfaserverstärkten, flächigen, vollständig imprägnierten und konsolidierten thermoplastischen Halbzeugen, sog. CFK-Organoblechen, werden effiziente Produktionsprozesse benötigt. In dieser Hinsicht kommt der Erwärmung der thermoplastischen Matrix insbesondere bei Schweißverfahren eine entscheidende Rolle zuteil. Ein großes Potential birgt die induktive Erwärmung von CFK-Organoblechen durch ihre berührungslose und schnelle Energieeinbringung. Um das volle Potential dieser Technologie ausschöpfen zu können, war das erste Ziel dieser Arbeit die hierbei grundlegenden Erwärmungsmechanismen zu identifizieren sowie deren Abhängigkeit von den Laminat- und Textilparametern zu untersuchen. Das zweite Ziel dieser Arbeit war die Entwicklung eines prozessspezifisch angepassten Laminataufbaus am Beispiel des kontinuierlichen Induktionsschweißens basierend auf den zuvor gewonnenen Erkenntnissen.

Zur Umsetzung dieser Ziele wurden zunächst die Grundlagen der Schweißverfahren für thermoplastische CFK sowie der induktiven Erwärmung von CFK-Laminaten aufgearbeitet. Hierauf aufbauend wurden die Anforderungen an einen für das Induktionsschweißen angepassten Laminataufbau abgeleitet und die für die Entwicklung notwendige Methodik festgelegt. Der angepasste Laminataufbau soll aus unterschiedlichen CF-Verstärkungstextilien bestehen, die sich hinsichtlich ihres induktiven Aufheizverhaltens stark unterscheiden. Im induktornahen Bereich des angepassten Laminats werden CF-Verstärkungstextilien positioniert, die sich langsam erwärmen, und im späteren fügezonennahen Bereich des angepassten Laminats werden CF-Verstärkungstextilien positioniert, die sich induktiv schnell aufheizen.

Um das Aufheizverhalten der CF-Verstärkungstextilien zu charakterisieren wurden ein Aufheizprüfstand sowie eine entsprechende Auswertemethodik entwickelt. Durch die Aufheizrate der induktorzugewandten und gegenüberliegenden Laminatoberfläche sowie durch Betrachtung der projizierten Kontaktfläche auf mehreren Skalenebenen ist ein Vergleich von unterschiedlichen Laminaten bestehend aus unterschiedlichen CF-Verstärkungstextilien hinsichtlich ihres induktiven Aufheizverhaltens möglich.

Im Rahmen von sechs Versuchsserien wurde mittels im Autoklav hergestellten unterschiedlichen Laminaten der Einfluss der Fadendichte, des Titers, der Lagenanzahl der CF-Verstärkungstextilien, des FVG, des Matrixpolymers und der Laminatdicke auf das

induktive Aufheizverhalten untersucht. Hierbei konnte nachgewiesen werden, dass die normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$ als Kennzahl bzgl. des induktiven Aufheizverhalten eines CF-Verstärkungstextils geeignet ist. Die normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$ hat direkten Einfluss auf die elektrischen Verluste an den Roving-Roving-Kreuzungsstellen und somit auf den elektrischen Gesamtwiderstand der Leiterschlaufen.

Bei geschlossenen Geweben konnte zudem im betrachteten Wertebereich ein linearer Zusammenhang zwischen der normierten projizierten Kontaktfläche und der induktiven Aufheizrate der induktorzugewandten Laminatoberfläche nachgewiesen werden. Alleinig der Einfluss der Laminatdicke kann nicht singulär auf die normierte projizierte Kontaktfläche zurückgeführt werden. Mit zunehmender Laminatdicke nehmen die Aufheizraten auf beiden Laminatoberflächen ab. Zudem vergrößert sich die Differenz zwischen den Aufheizraten beider Laminatoberflächen mit zunehmender Laminatdicke. Neben dem Einfluss der räumlichen Felddichteverteilung ist das Aufheizverhalten infolge einer Steigerung der Laminatdicke auf die damit einhergehende Volumenzunahme bei gleichbleibender Generatorleistung zurückzuführen.

Sofern es sich um ein geschlossenes Gewebe handelt, haben sowohl der Titer als auch die Fadendichte keinen Einfluss auf die Rovingbreite w_r und somit auf die normierte projizierte Kontaktfläche $A_{p,norm}$. Resultiert aus einer Änderung der Fadendichte und des Titers lediglich eine Änderung der normierten projizierten Kontaktfläche ohne Änderung des Flächengewichts bzw. der Lagenanzahl, ergibt sich zwischen induktiver Aufheizrate der induktorzugewandten Laminatoberfläche und normierter projizierter Kontaktfläche ein proportionaler Zusammenhang. Geht hingegen eine Änderung des Flächengewichts bzw. der Lagenanzahl mit einer Änderung des Titers oder der Fadendichte einher, ergibt sich ein linearer Zusammenhang zwischen den beiden Größen. Führt eine Erhöhung des Titers oder der Fadendichte bei geschlossenen und offenen Geweben zu einer Erhöhung des Flächengewichts, kommt es gleichzeitig bei gleichem FVG und gleicher Laminatdicke zu einer Verringerung der Lagenanzahl. Bedingt durch die zusätzliche intra- und interlaminaren Kontaktflächen führt dies zu einem Anstieg der normierten projizierten Kontaktfläche und somit zu einem Anstieg der Aufheizraten auf beiden Laminatoberflächen.

Analog zu einer Verringerung des Flächengewichts verhält sich eine Erhöhung des FVG. Für eine Steigerung des FVG bei gleicher Laminatdicke muss die Lagenanzahl der CF-Verstärkungstextilen gesteigert werden. Folglich ergibt sich ein Anstieg der normierten projizierten Kontaktfläche und der Aufheizraten auf beiden Laminatoberflächen.

Des Weiteren wurde der Einfluss des Matrixpolymers insbesondere hinsichtlich seiner dielektrischen Eigenschaften auf das induktive Aufheizverhalten untersucht. Rein auf Grundlage der experimentellen Ergebnisse konnte jedoch keine fundierte Aussage über dessen Einfluss getroffen werden. Daher wurden mittels eines entwickelten analytischen Modells die jeweiligen Wärmestrombeiträge, die durch die drei wesentlichen Heizmechanismen dissipiert werden, in Abhängigkeit der dielektrischen Eigenschaften der Matrix berechnet. Im Vergleich zu den elektrischen Verlusten, die durch JOULE'sche Verluste in den CF bzw. den Rovings sowie durch Kontaktwiderstände an den Kreuzungsstellen entstehen, haben die dielektrischen Verluste im technisch relevanten Bereich einen vernachlässigbar geringen Einfluss. Dies korreliert mit den experimentellen Ergebnissen.

Ebenfalls wurde mit dem analytischen Modell eine Parametervariation durchgeführt. Hierbei zeigte sich ein exponentieller Einfluss der induzierten Spannung auf die dissipierten Wärmestrombeiträge. Der Einfluss der Polymerschichtdicke ist hingegen im betrachteten Bereich vernachlässigbar klein. Entscheidenden Einfluss auf den dominanten Heizmechanismus hat hingegen der spezifische Kontaktwiderstand: Für große Werte dominiert die Wärmedissipation infolge der Verluste an den Kontaktwiderständen, für kleine Werte dominiert die Wärmedissipation infolge der JOULE'schen Verluste.

Abschließend wurden die gewonnenen Erkenntnisse verwendet, um einen angepassten Laminataufbau zu entwickeln. Hierfür wurden zwei Konzepte mit je zwei unterschiedlichen Stacking-Sequenzen verfolgt. Im Rahmen der Validierung konnte jedoch nur das Laminat 2x Köper 630 + 3x NCF 200 den Anforderungen gerecht werden. Abschließend wurden die in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse in Gestaltungsempfehlungen für ein für das Induktionsschweißen angepassten Laminats überführt.

Über diese Arbeit hinaus können die gewonnenen Erkenntnisse zum einen zur Prozessoptimierung und zum anderen zur Weiterentwicklung von Simulationsmodellen beitragen.

Literaturverzeichnis

[1] M. Sauer, „Composites-Marktbericht 2020: Der globale CF-Markt 2020“. Marktentwicklungen, Trends, Ausblicke und Herausforderungen, Dez. 2020.

[2] M. Sauer, M. Kühnel und E. Witten, „Composites Market Report 2018: Market developments, trends, outlook and challenges“.

[3] M. Neitzel, P. Mitschang und U. Breuer, *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*. München: Carl Hanser Verlag, 2014.

[4] P. Spiros und T. Konstantinos, Hg., *Revolutionizing Aircraft Materials and Processes*. Springer, 2020.

[5] H. Schürmann, *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden,* 2. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.

[6] A. R. Offringa, „Thermoplastic composites – rapid processing applications“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 27, Nr. 4, S. 329–336, 1996, doi: 10.1016/1359-835X(95)00048-7.

[7] G. Schinner, J. Brandt und H. Richter, „Recycling Carbon-Fiber-Reinforced Thermoplastic Composites“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 9, Nr. 3, S. 239–245, 1996, doi: 10.1177/089270579600900302.

[8] Verified Market Research, Hg., „Global Carbon Fiber Reinforced Thermoplastic Composites Market Size By Raw Material, By Application, By Geographic Scope And Forecast“. Report ID: 29515, Juli 2021.

[9] S. Hineno *et al.,* „Fiber Deformation Behavior during Press Forming of Rectangle Cup by Using Plane Weave Carbon Fiber Reinforced Thermoplastic Sheet“, *Procedia Engineering*, Jg. 81, S. 1614–1619, 2014, doi: 10.1016/j.proeng.2014.10.199.

[10] U. P. Breuer, *Beitrag zur Umformtechnik gewebeverstärkter Thermoplaste*. Fortschrittsberichte VDI-2/433. Düsseldorf: VDI Verlag, 1997.

[11] I. F. Villegas, L. Moser, A. Yousefpour, P. Mitschang und H. E. N. Bersee, „Process and performance evaluation of ultrasonic, induction and resistance welding of advanced thermoplastic composites“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 26, Nr. 8, S. 1007–1024, 2012, doi: 10.1177/0892705712456031.

[12] V. K. Stokes, „Joining methods for plastics and plastic composites: An overview“, *Polymer Engineering & Science*, Jg. 29, Nr. 19, S. 1310–1324, 1989, doi: 10.1002/pen.760291903.

[13] A. Yousefpour, M. Hojjati und J.-P. Immarigeon, „Fusion Bonding/Welding of Thermoplastic Composites“ (af), *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 17, Nr. 4, S. 303–341, 2004, doi: 10.1177/0892705704045187.

[14] A. Benatar und T. G. Gutowski, „Methods for Fusion Bonding Thermoplastic Composites“, *SAMPE Quaterly*, Jg. 18, Nr. 1, S. 34–41, 1986.

[15] T. J. Ahmed, D. Stavrov, H. E. N. Bersee und A. Beukers, „Induction welding of thermoplastic composites – an overview“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 37, Nr. 10, S. 1638–1651, 2006, doi: 10.1016/j.compositesa.2005.10.009.

[16] C. Ageorges und L. Ye, *Fusion bonding of polymer composites. From basic mechanisms to process Optimisation*. Berlin: Springer, 2002.

[17] C. Ageorges, L. Ye und M. Hou, „Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 32, Nr. 6, S. 839–857, 2001, doi: 10.1016/S1359-835X(00)00166-4.

[18] J. Border und R. Salas, „Induction Heated Joining of Thermoplastic Composites Without Metal Susceptors“ in *34th International SAMPE Symposium and Exhibition*, Reno, 1989, S. 2569–2578.

[19] S. Yarlagadda, H. J. Kim, J. W. Gillespie, N. B. Schevchenko und B. K. Fink, „A Study on the Induction Heating of Conductive Fiber Reinforced Composites“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 36, Nr. 04, S. 401–421, 2002.

[20] P. Mitschang, R. Rudolf und M. Neitzel, „Continuous Induction Welding Process, Modelling and Realisation“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 15, Nr. 2, S. 127–153, 2002, doi: 10.1177/0892705702015002451.

[21] T. Bayerl, M. Duhovic, P. Mitschang und D. Bhattacharyya, „The heating of polymer composites by electromagnetic induction – A review“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 57, S. 27–40, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2013.10.024.

[22] J. W. van Ingen, A. Buitenhuis, M. van Wijngaarden und F. Simmons III, „Development of the Gulfstream G650 Induction Welded Thermoplastic Elevators and Rudder“ in *SAMPE 2010 Spring Symposium & Exhibition*, Seattle, 2010.

[23] Silvio Pappadà, A. Salomi, J. Montanaro, A. Passaro, A. Caruso und A. Maffezzoli, „Fabrication of a thermoplastic matrix composite stiffened panel by induction welding“, *Aerospace Science and Technology*, Jg. 43, S. 314–320, 2015, doi: 10.1016/j.ast.2015.03.013.

[24] M. Labordus, „Trend, Developments and Qualification of the Thermoplastic Induction Welding Process in Aerospace Applications“, 30.-31. Oktober 2018, Bremen, 4th International Conference & Exhibition on Thermoplastic.

[25] V. Rudnev, D. Loveless und R. Cook, *Handbook of induction heating*. New York, NY: Dekker, 2003. [Online]. Verfügbar unter: http://www.loc.gov/catdir/enhancements/fy0647/2002041223-d.html

[26] P. Mitschang, M. Hümbert und L. Moser, „Susceptorless continuous induction welding of carbon fiber reinforced thermoplastics“ in *19th International Conference on Composite Materials*, Montreal, 2013.

[27] M. Didi, M. Hümbert und P. Mitschang, „Induktives Schweißen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden und hybriden Metall/Faser-Kunststoff-Verbunden“, *Werkstoffe*, S. 22–24, 2013, 2013.

[28] B. K. Fink, R. L. McCullough und J. W. Gillespie Jr, „A model to predict the through-thickness distribution of heat generation in cross-ply carbon-fiber composites subjected to alternating magnetic fields“, *Composites Science and Technology*, Jg. 55, Nr. 2, S. 119–130, 1995, doi: 10.1016/0266-3538(95)80024-7.

[29] R. Rudolf, P. Mitschang und M. Neitzel, „Induction heating of continuous carbon-fibre-reinforced thermoplastics“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 31, Nr. 11, S. 1191–1202, 2000, doi: 10.1016/S1359-835X(00)00094-4.

[30] M. Hümbert und P. Mitschang, „Characterization and Modification of the Temperature Distribution during Continuous Induction Welding“, *16th European Conference on Composite Materials*, Seville, Spain, Juni 2014.

[31] O. Schieler, U. Beier und P. Mitschang, „Control of the through-thickness temperature distribution in carbon composite aerospace parts during induction welding“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 31, Nr. 12, S. 1587–1608, 2017, doi: 10.1177/0892705717738390.

[32] L. Moser, *Experimental analysis and modeling of susceptorless induction welding of high performance thermoplastic polymer composites*. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH.

[33] S. Becker und P. Mitschang, „Optimization of the Temperature Distribution in Thickness Direction at Induction Heating of CFRPC Laminates“ in *Verbundwerkstoffe - 22. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V., Hg., Kaiserslautern, 2019.

[34] F. Lundström *et al.,* „Induction heating of carbon fiber composites: Investigation of electrical and thermal properties“, *JAE*, Jg. 53, S21-S30, 2017, doi: 10.3233/jae-162235.

[35] Mitsubishi Chemical, *Pitch-based Carbon Fiber (CF) Dialead.* [Online]. Verfügbar unter: https://www.m-chemical.co.jp/en/products/departments/mcc/cfcm/product/1201229_7502.html (Zugriff am: 30. September 2020).

[36] A.C. Long, Hg., *Design and Manufacture of Textile Composites*. Woodhead Publishing, 2005.

[37] G. Rieber, *Einfluss von textilen Parametern auf die Permeabilität von Multifiliamentgeweben für Faserverbundkunststoffe* (de), IVW-Schriftenreihe. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe.

[38] *DIN EN 13473-1:2001-11 Reinforcement - Specifications for multi-axial multiply fabrics - Part 1: Designation; German version EN 13473-1:2001: 2001-11, Verstärkungen_- Spezifikation für Multiaxialgelege_- Teil_1: Bezeichnung; Deutsche Fassung EN_13473-1:2001*, Berlin, 2001.

[39] E. Baur, S. Brinkmann, T. A. Osswald und E. Schmachtenberg, *Saechtling Kunststoff Taschenbuch,* 31. Aufl. München: Hanser, 2013. [Online]. Verfügbar unter: http://www.hanser-elibrary.com/action/showBook?doi=10.3139/9783446437296

[40] C. A. Harper, *Handbook of plastics technologies: The complete guide to properties and performance*. New York: McGraw-Hill, 2006.

[41] G. Abts, *Kunststoff-Wissen für Einsteiger: Grundlagen, Eigenschaften und Recycling polymerer Werkstoffe,* 4. Aufl. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2020.

[42] E. Ivers-Tiffée und W. v. Münch, *Werkstoffe der Elektrotechnik: Mit 40 Tabellen,* 10. Aufl. Wiesbaden: Teubner, 2007. [Online]. Verfügbar unter: http://dx.doi.org/10.1007/978-3-8351-9088-7

[43] M. Marinescu, *Elektrische und magnetische Felder: Eine praxisorientierte Einführung ; [Extras im Web],* 3. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer, 2012.

[44] H. Schaumburg, *Einführung in die Werkstoffe der Elektrotechnik*. Wiesbaden, s.l.: Vieweg+Teubner Verlag, 1993. [Online]. Verfügbar unter: http://dx.doi.org/10.1007/978-3-322-96725-1

[45] B. K. Fink, R. L. McCullough und J. W. Gillespie, „A local theory of heating in cross-ply carbon fiber thermoplastic composites by magnetic induction“, *Polymer Engineering and Science*, Jg. 32, Nr. 5, S. 357–369, 1992, doi: 10.1002/pen.760320509.

[46] M. Reisch, *Elektronische Bauelemente: Funktion, Grundschaltungen, Modellierung mit SPICE,* 2. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007. [Online]. Verfügbar unter: http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-34015-7

[47] A. Loupy, Hg., *Microwaves in organic synthesis,* 2. Aufl. Weinheim, Chichester: Wiley-VCH, 2006. [Online]. Verfügbar unter: http://dx.doi.org/10.1002/9783527619559

[48] P. Eyerer, P. Elsner und T. Hirth, *Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2005.

[49] M. M. Schwartz, *Joining of composite-matrix materials* (af). Metals Park, OH: ASM International.

[50] F. L. Matthews, Hg., *Joining fibre-reinforced plastics*. London: Elsevier Applied Science, 1987.

[51] T. G. P. Gutowski, Hg., *Advanced composites manufacturing*. New York, NY: Wiley, 1997.

[52] D. A. Grewell, A. Benatar und J. B. Park, *Plastics and composites welding handbook*. Munich, Hanser, Cincinnati: Hanser Gardener, 2003.

[53] R. A. Grimm, „Welding processes for plastics“, *Advanced Materials and Processes*, Jg. 147, Nr. 3, 1995.

[54] D. Stavrov und H.E.N. Bersee, „Resistance welding of thermoplastic composites-an overview“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 36, Nr. 1, S. 39–54, 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.06.030.

[55] R. P. Wool, B.-L. Yuan und O. J. McGarel, „Welding of polymer interfaces“ (af), *Polymer Engineering and Science*, Jg. 29, Nr. 19, S. 1340–1367, 1989.

[56] F. Yang und R. Pitchumani, „A fractal Cantor set based description of interlaminar contact evolution during thermoplastic composites processing“ (English), *Journal of Materials Science*, Jg. 36, Nr. 19, S. 4661–4671, 2001, doi: 10.1023/A%3A1017950215945.

[57] F. Yang und R. Pitchumani, „Interlaminar contact development during thermoplastic fusion bonding“, *Polymer Engineering & Science*, Jg. 42, Nr. 2, S. 424–438, 2002, doi: 10.1002/pen.10960.

[58] W. I. Lee und G. S. Springer, „A Model of the Manufacturing Process of Thermoplastic Matrix Composites“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 21, Nr. 11, S. 1017–1055, 1987, doi: 10.1177/002199838702101103.

[59] A. C. Loos und P. H. Dara, „Processing of Thermoplastic Matrix Composites: Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation“ in D. O. Thompson und D. E. Chimenti, Hg., Boston, MA: Springer US, 1987, S. 1257–1265, doi: 10.1007/978-1-4613-1893-4_143.

[60] M. Brzeski, *Experimental and Analytical Investigation of Deconsolidation for Fiber Reinforced Thermoplastic Composites*, 2014.

[61] P. G. de Gennes, „Reptation of a Polymer Chain in the Presence of Fixed Obstacles“, *The Journal of Chemical Physics*, Jg. 55, Nr. 2, S. 572–579, 1971, doi: 10.1063/1.1675789.

[62] S. F. Edwards, „The statistical mechanics of polymerized material“, *Proc. Phys. Soc.*, Jg. 92, Nr. 1, S. 9–16, 1967, doi: 10.1088/0370-1328/92/1/303.

[63] S. Prager und M. Tirrell, „The healing process at polymer–polymer interfaces“, *The Journal of Chemical Physics*, Jg. 75, Nr. 10, S. 5194–5198, 1981, doi: 10.1063/1.441871.

[64] R. P. Wool und K. M. O'Connor, „A theory of crack healing in polymers“, *Journal of Applied Physics*, Jg. 52, Nr. 10, S. 5953, 1981, doi: 10.1063/1.328526.
[65] L.-H. Lee, *Fundamentals of adhesion*. New York: Springer, 1991.
[66] S. Wu, *Polymer interface and adhesion*. New York: Decker, 1982.
[67] R. P. Wool, *Polymer interfaces. Structure and strength*. München: Hanser, 1995.
[68] D. B. Kline und R. P. Wool, „Polymer welding relations investigated by a lap shear joint method“, *Polym. Eng. Sci.*, Jg. 28, Nr. 1, S. 52–57, 1988, doi: 10.1002/pen.760280109.
[69] K. Jud, H. H. Kausch und J. G. Williams, „Fracture mechanics studies of crack healing and welding of polymers“, *Journal of Materials Science*, Jg. 16, Nr. 1, S. 204–210, 1981, doi: 10.1007/BF00552073.
[70] Young Hwa Kim und Richard P. Wool, „A theory of healing at a polymer-polymer interface“ (en), *Macromolecules*, Jg. 16, Nr. 7, S. 1115–1120, 1983, doi: 10.1021/ma00241a013.
[71] M. F. Talbott, G. S. Springer und L. A. Berglund, „The Effects of Crystallinity on the Mechanical Properties of PEEK Polymer and Graphite Fiber Reinforced PEEK“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 21, Nr. 11, S. 1056–1081, 1987, doi: 10.1177/002199838702101104.
[72] C. A. Butler, R. L. McCullough, R. Pitchumani und J. W. Gillespie, „An Analysis of Mechanisms Governing Fusion Bonding of Thermoplastic Composites“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 11, Nr. 4, S. 338–363, 1998, doi: 10.1177/089270579801100404.
[73] R. P. Wool, *Structure and strength of diffuse polymer interfaces* (en), CCM report 97-01. Newark: Univ. of Delaware, Center for Composite Materials, 1997.
[74] H. Potente, *Fügen von Kunststoffen. Grundlagen, Verfahren, Anwendung*. München: Hanser, 2004.
[75] *Handbook of plastics joining: A practical guide*. Norwich, NY: Plastics Design Library, 1997. [Online]. Verfügbar unter: http://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&scope=site&db=nlebk&db=nlabk&AN=254251
[76] G. W. Ehrenstein, *Handbuch Kunststoff-Verbindungstechnik*. München: Hanser, 2004.
[77] J. Rotheiser, *Joining of plastics,* 2. Aufl. München: Hanser, 2004. [Online]. Verfügbar unter: https://opac.ub.uni-kl.de/F/?func=find-c&ccl_term=idn%3DHT014266894&local_base=KLU01
[78] M. R. Choudhury und K. Debnath, „A review of the research and advances in electromagnetic joining of fiber-reinforced thermoplastic composites“, *Polymer Engineering & Science*, Jg. 59, Nr. 10, S. 1965–1985, 2019, doi: 10.1002/pen.25207.
[79] I. F. Villegas, „Ultrasonic Welding of Thermoplastic Composites“, *Front. Mater.*, Jg. 6, S. 839, 2019, Art. no. 291, doi: 10.3389/fmats.2019.00291.
[80] S. K. Bhudolia, G. Gohel, K. F. Leong und A. Islam, „Advances in Ultrasonic Welding of Thermoplastic Composites: A Review“, *Materials (Basel, Switzerland)*, Jg. 13, Nr. 6, 2020, doi: 10.3390/ma13061284.
[81] A. Benatar und T. G. Gutowski, „Ultrasonic welding of PEEK graphite APC-2 composites“, *Polymer Engineering & Science*, Jg. 29, Nr. 23, S. 1705–1721, 1989, doi: 10.1002/pen.760292313.

[82] B. Harras, Cole, K. C. und T. Vu-Khanh, „Optimization of the Ultrasonic Welding of PEEK-Carbon Composites“, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Jg. 15, Nr. 2, S. 174–182, 1996, doi: 10.1177/073168449601500203.

[83] S.-J. Liu, I.-T. Chang und S.-W. Hung, „Factors affecting the joint strength of ultrasonically welded polypropylene composites“, *Polym. Compos.*, Jg. 22, Nr. 1, S. 132–141, 2001, doi: 10.1002/pc.10525.

[84] I. F. Villegas, „Strength development versus process data in ultrasonic welding of thermoplastic composites with flat energy directors and its application to the definition of optimum processing parameters“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 65, S. 27–37, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.05.019.

[85] A. Levy, S. Le Corre und I. Fernandez Villegas, „Modeling of the heating phenomena in ultrasonic welding of thermoplastic composites with flat energy directors“, 2014, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.02.009.

[86] B. Jongbloed, J. Teuwen, G. Palardy, I. Fernandez Villegas und R. Benedictus, „Continuous ultrasonic welding of thermoplastic composites: Enhancing the weld uniformity by changing the energy director“, *Journal of Composite Materials*, 002199831989040, 2019, doi: 10.1177/0021998319890405.

[87] Frank Senders, Martijn van Beurden, Genevieve Palardy und Irene F. Villegas, „Zero-flow: a novel approach to continuous ultrasonic welding of CF/PPS thermoplastic composite plates“, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, Jg. 2, 3-4, S. 83–92, 2016, doi: 10.1080/20550340.2016.1253968.

[88] F. Köhler, B. Jongbloed, T. Filipe, A. Herrmann, I. F. Villegas und R. Benedictus, „A Roadmap of Developing an Industrial Continuous Ultrasonic Welding Process for Thermoplastic Composites“, *ITHEC*, Bremen, 30. Okt. 2018.

[89] T. Zhao, „Sequential ultrasonic spot welding of thermoplastic composites“, Dissertation, Technische Universität Delft, 2018.

[90] T. Zhao, C. Broek, G. Palardy, I. F. Villegas und R. Benedictus, „Towards robust sequential ultrasonic spot welding of thermoplastic composites: Welding process control strategy for consistent weld quality“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 109, S. 355–367, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.03.024.

[91] T. Zhao, C. Rans, I. Fernandez Villegas und R. Benedictus, „On sequential ultrasonic spot welding as an alternative to mechanical fastening in thermoplastic composite assemblies: A study on single-column multi-row single-lap shear joints“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 120, S. 1–11, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.02.013.

[92] M. Engelschall, L. Larsen, F. J. C. Fischer und M. Kupke, „Robot-based Continuous Ultrasonic Welding for Automated Production of Aerospace Structures“, *SAMPE Europe Conference 2019*, Nantes, Frankreich, 2019.

[93] S. Tutunjian, M. Dannemann, F. Fischer, O. Eroğlu und N. Modler, „A Control Method for the Ultrasonic Spot Welding of Fiber-Reinforced Thermoplastic Laminates through the Weld-Power Time Derivative“, *JMMP*, Jg. 3, Nr. 1, S. 1, 2019, doi: 10.3390/jmmp3010001.

[94] F. Balle, S. Emrich, G. Wagner, D. Eifler, A. Brodyanski und M. Kopnarski, „Improvement of Ultrasonically Welded Aluminum/Carbon Fiber Reinforced Polymer-Joints by Surface Technology and High Resolution Analysis“, *Adv. Eng. Mater.*, Jg. 15, Nr. 9, S. 814–820, 2013, doi: 10.1002/adem.201200282.

[95] G. Wagner, F. Balle und D. Eifler, „Ultrasonic Welding of Aluminum Alloys to Fiber Reinforced Polymers“, *Adv. Eng. Mater.*, Jg. 15, Nr. 9, S. 792–803, 2013, doi: 10.1002/adem.201300043.

[96] F. Balle, G. Wagner und D. Eifler, „Ultrasonic Metal Welding of Aluminium Sheets to Carbon Fibre Reinforced Thermoplastic Composites“, *Adv. Eng. Mater.*, Jg. 11, 1-2, S. 35–39, 2009, doi: 10.1002/adem.200800271.

[97] I. F. Villegas und R. van Moorleghem, „Ultrasonic welding of carbon/epoxy and carbon/PEEK composites through a PEI thermoplastic coupling layer“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 109, S. 75–83, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.02.022.

[98] E. Tsiangou, S. Teixeira de Freitas, I. F. Villegas und R. Benedictus, „Ultrasonic welding of epoxy- to polyetheretherketone-based composites: Investigation on the material of the energy director and the thickness of the coupling layer“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 9, 002199832091020, 2020, doi: 10.1177/0021998320910207.

[99] F. Lionetto, M. N. Morillas, S. Pappadà, G. Buccoliero, I. Fernandez Villegas und A. Maffezzoli, „Hybrid welding of carbon-fiber reinforced epoxy based composites“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 104, S. 32–40, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2017.10.021.

[100] X. R. Xiao, S. V. Hoa und K. N. Street, „Processing and Modelling of Resistance Welding of APC-2 Composite“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 26, Nr. 7, S. 1031–1049, 1992, doi: 10.1177/002199839202600705.

[101] D. Stavrov und H. E. N. Bersee, „Thermal Aspects in Resistance Welding of Thermoplastic Composites“, *ASME 2003 Heat Transfer Summer Conference*, Las Vegas, USA, 21. Juli 2003.

[102] M. Hou und K. Friedrich, „Resistance welding of continuous glass fibre-reinforced polypropylene composites“, *Composites Manufacturing*, Jg. 3, Nr. 3, S. 153–163, 1992, doi: 10.1016/0956-7143(92)90078-9.

[103] H. Shi, I. F. Villegas, M.-A. Octeau, H. E.N. Bersee und A. Yousefpour, „Continuous resistance welding of thermoplastic composites: Modelling of heat generation and heat transfer“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 70, S. 16–26, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.12.007.

[104] D. Stavrov, G. Nino und H. Bersee, „Process Optimization for Resistance Welding of Thermoplastic Composites“ in *47th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures*, doi: 10.2514/6.2006-2246.

[105] M. Dubé, P. Hubert, A. Yousefpour und J. Denault, „Resistance welding of thermoplastic composites skin/stringer joints“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 38, Nr. 12, S. 2541–2552, 2007, doi: 10.1016/j.compositesa.2007.07.014.

[106] I. Zammar, M. S. Huq, I. Mantegh, A. Yousefpour und M. Ahmadi, „A three-dimensional transient model for heat transfer in thermoplastic composites during continuous resistance welding“, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, Jg. 3, Nr. 1, S. 32–41, 2017, doi: 10.1080/20550340.2017.1311094.

[107] S. Bauer, M. Endraß, G. Doll, S. Jarka, A. Thellmann und A. Schuster, „Mechanical Investigation of Resistance Welded High-Performance Reinforced Thermoplastics“, *ITHEC*, Bremen, 30. Okt. 2018.

[108] M. Hou, L. Ye und Y.-W. Mai, „An Experimental Study of Resistance Welding of Carbon Fibre Fabric Reinforced Polyetherimide (CF Fabric/PEI) Composite

Material“, *Applied Composite Materials*, Jg. 6, Nr. 1, S. 35–49, 1999, doi: 10.1023/A:1008879402267.

[109] C. Ageorges, L. Ye und M. Hou, „Experimental investigation of the resistance welding for thermoplastic-matrix composites. Part I: heating element and heat transfer“, *Composites Science and Technology*, Jg. 60, Nr. 7, S. 1027–1039, 2000, doi: 10.1016/S0266-3538(00)00005-1.

[110] Christophe Ageorges, Lin Ye und Meng Hou, „Experimental investigation of the resistance welding of thermoplastic-matrix composites. Part II: optimum processing window and mechanical performance“, *Composites Science and Technology*, Jg. 60, Nr. 8, S. 1191–1202, 2000, doi: 10.1016/S0266-3538(00)00025-7.

[111] E. C. Eveno und J. W. Gillespie, „Resistance Welding of Graphite Polyetheretherketone Composites: An Experimental Investigation“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 1, Nr. 4, S. 322–338, 1988, doi: 10.1177/089270578800100402.

[112] C. Ageorges und L. Ye, „Simulation of Impulse Resistance Welding for Thermoplastic Matrix Composites“, *Applied Composite Materials*, Jg. 8, Nr. 2, S. 133–147, 2001. [Online]. Verfügbar unter: http://dx.doi.org/10.1023/A:1011229120375

[113] M. Arias und G. Ziegmann, „The impulse resistance welding: A new technique for joining advanced thermoplastic composite parts“, *41st International SAMPE Symposium and Exhibition,* 41(2): 1361–1371, 1996.

[114] C. L. T. Lambing, S. M. Andersen, S. Holmes, R. Don, S. Leach und J. Gillespie, “Apparatus and Method for Resistance Welding,” US-Patentschrift 5.225.025. USA 699.378, Jul 6, 1991.

[115] S. T. Holmes und J. W. Gillespie, „Thermal Analysis for Resistance Welding of Large-Scale Thermoplastic Composite Joints“, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Jg. 12, Nr. 6, S. 723–736, 1993, doi: 10.1177/073168449301200609.

[116] I. Howie, J. W. Gillespie und A. J. Smiley, „Resistance Welding of Graphite-Polyarylsulfone/Polysulfone Dual-Polymer Composites“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 6, Nr. 3, S. 205–225, 1993, doi: 10.1177/089270579300600303.

[117] S. H. McKnight, B. K. Fink, V. Monnard, P.-E. Bourban und J.-A. E. Manson, *Processing and Characterization of Welded Bonds between Thermoset and Thermoplastic Composites*. Ft. Belvoir: Defense Technical Information Center, 2001.

[118] F. Rieger *et al.,* „Induction welding of carbon fiber reinforced thermoset composites via thermoplastics: Overview of experimental analysis on induction welded single-lap joints“. München, 26. Juni 2016.

[119] M. Hümbert und P. Mitschang, „Interdependency of Welding Speed and Distance between Coil and Roller during Induction Welding of Metal and Glass Fiber Reinforced Polyamide 6“ in *20th International Conference on Composite Materials*, Copenhagen, 2015.

[120] M. Hümbert und P. Mitschang, „Influence of active component cooling on process speed and joint strength during continuous induction joining of glass fiber reinforced polyamide 6 and steel“, *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, Jg. 47, Nr. 11, S. 1034–1043, 2016, doi: 10.1002/mawe.201600629.

[121] S. Weidmann, M. Hümbert und P. Mitschang, „Suitability of thickness change as process control parameter for induction welding of steel/TP-FRPC joints“, *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, Jg. 5, Nr. 2, S. 55–68, 2019, doi: 10.1080/20550340.2019.1592869.

[122] T. J. Ahmed, D. Stavrov und H. E. N. Bersee, „A Comparison of Fusion Bonding Techiniques: Resistance and Induction Welding“, *SAMPE Europe*, Paris, 5. – 7. April, 2005.

[123] T. J. Ahmed, D. Stavrov und H. E. N. Bersee, „An Experimental Investigation into Resistance and Induction Welding for Aerospace Structures: A Comparison“, 47th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, Newport, Rhode Island, 1. – 4. Mai 2006.

[124] P. Gouin O'Shaughnessey, M. Dube und I. Fernandez Villegas, „Modeling and experimental investigation of induction welding of thermoplastic composites and comparison with other welding processes“, *Journal of Composite Materials*, 2016, doi: 10.1177/0021998315614991.

[125] M. Hümbert, *Induktiver Schweißprozess für glasfaserverstärkte Thermoplaste und Stahl*. Kaiserslautern: Technische Universität Kaiserslautern, 2018.

[126] S. Mahdi, H.-J. Kim, B. A. Gama, S. Yarlagadda und J. W. Gillespie, „A Comparison of Oven-cured and Induction-cured Adhesively Bonded Composite Joints“, *Journal of Composite Materials*, Jg. 37, Nr. 6, S. 519–542, 2003, doi: 10.1177/0021998303037006776.

[127] R. Rudolf, „Entwicklung einer neuartigen Prozess- und Anlagentechnik zum wirtschaftlichen Fugen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden“. Doctoralthesis, Technische Universität Kaiserslautern, 2001. [Online]. Verfügbar unter: http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:hbz:386-kluedo-47519

[128] L. Moser, *Experimental Analysis and Modeling of Susceptorless Induction Welding of High Performance Thermoplastic Polymer Composites*. Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe.

[129] T. Forstner, C. Sommitsch und F. Fischer, „Induktionsschweißen von carbonfaserverstärktem Polyamid 66 im automobilen Karosseriebau“, *Zeitschrift Kunststofftechnik WAK*, Jg. 14, Nr. 4, S. 233–278, 2018.

[130] M. Glotin, J.-P. Cauchois und A. Philippe, “Procédé de Soudage par Induction de Pièces à Base de Matériau Thermoplastique,” Patentschrift FR 3083733-A1. Frankreich 1856537, 17.01.20.

[131] M. Glotin, J.-P. Cauchois und A. Philippe, “Procédé de Soudage par Induction de Pièces à Base de Matériau Thermoplastique,” Patentschrift FR3083734-A1. 16.07.2018, 17.01.20.

[132] M. J. Van Wijngaarden, “Method and Device for Electromagnetic Welding of Moulded Parts,” EP 2 150 393 B1 PCT/NL2008/050242, Dez 20, 2012.

[133] M. Bach, „Introduction KVE Induction Welding“ in *Induction Welding for Dustless Assembly of Aircraft Within a Decade*, Composites World, Hg., Webinar, 2021.

[134] S. Becker, D. Maurer, M. Duhovic und P. Mitschang, „Quality-controlled continuous induction welding of CFRP composites“, *JEC Composite Magazine*, Nov. 2015, 2015.

[135] P. Mitschang und D. Maurer, „Quality Controlled Induction Welding by adapted Process Parameters“, *Sampe Journal*, Jg. 53, Nr. 1, S. 42–50, 2017.

[136] M. Labordus, T. J. Jansen und M. H. P. Bruijkers, “Method and Device for Joining Moulded Parts by Electromagnetic Welding,” WO 2019/231327 A1 PCT/NL20 19/0503 17, Dez 5, 2019.
[137] J. C. Maxwell, *A treatise on electricity and magnetism*. Clarendon Press, 1873.
[138] J.-B. Biot und N.-P.-A. Savart, „Note sur le Magnétisme de la pile de Volta“, *Annales de chimie et de physique*, Jg. 15, S. 222–223, 1820. [Online]. Verfügbar unter: http://www.ampere.cnrs.fr/ice/ice_page_detail.php?lang=fr&type=role&bdd=koyre_ampere&table=ampere_text&bookId=7&typeofbookDes=Textessci&pageOrder=71&facsimile=off&search=no
[139] A. K. Miller, C. Chang, A. G. M. Payne, E. Menzel und A. Peled, „The nature of induction heating in graphite-fiber, polymer-matrix composite materials“ (en), *Sampe Journal*, Jg. 26, Nr. 4, S. 37–54, 1990.
[140] W. Lin, A. K. Miller und O. Buneman, Hg., *Predictive capabilities of an induction heating model for complex-shape graphite fiber/polymer matrix composites*, 1992.
[141] E. Hering, R. Martin und M. Stohrer, *Taschenbuch der Mathematik und Physik,* 4. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005. [Online]. Verfügbar unter: http://dx.doi.org/10.1007/b138769
[142] E. Böhmer, D. Ehrhardt und W. Oberschelp, *Elemente der angewandten Elektronik: Kompendium für Ausbildung und Beruf,* 15. Aufl. Wiesbaden: Friedr.Vieweg & Sohn Verlag | GWV Fachverlage GmbH Wiesbaden, 2007. [Online]. Verfügbar unter: http://dx.doi.org/10.1007/978-3-8348-9021-4
[143] C. Gerthsen und D. Meschede, *Physik: Mit … 94 Tabellen … und Visualisierungen der Relativitätstheorie auf CD-ROM ; [die ganze Physik zum 21. Jahrhundert,* 23. Aufl. Berlin: Springer, 2006. [Online]. Verfügbar unter: http://lib.myilibrary.com/detail.asp?id=61590
[144] U. Schlienz, *Schaltnetzteile und ihre Peripherie: Dimensionierung, Einsatz, EMV,* 3. Aufl. Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn Verlag | GWV Fachverlage GmbH Wiesbaden, 2007. [Online]. Verfügbar unter: http://dx.doi.org/10.1007/978-3-8348-9222-5
[145] F. Bay, V. Labbe, Y. Favennec und J. L. Chenot, „A numerical model for induction heating processes coupling electromagnetism and thermomechanics“ (en), *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Jg. 58, Nr. 6, S. 839–867, 2003, doi: 10.1002/nme.796.
[146] J. R. Gaier, Y. YoderVandenberg, S. Berkebile, H. Stueben und F. Balagadde, „The electrical and thermal conductivity of woven pristine and intercalated graphite fiber–polymer composites“, *Carbon*, Jg. 41, Nr. 12, S. 2187–2193, 2003, doi: 10.1016/S0008-6223(03)00238-0.
[147] O. Schieler, „Auswahl einer Fügetechnologie für faserverstärkte Thermoplaste im Helikopterbau“. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern, 2017. [Online]. Verfügbar unter: http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:hbz:386-kluedo-47536
[148] Jianguang Guo, Xiaorong Gao, Ewald Toma und Udo Netzelmann, „Anisotropy in carbon fiber reinforced polymer (CFRP) and its effect on induction thermography“, *5NDT6 & E International*, Jg. 91, S. 1–8, 2017, doi: 10.1016/j.ndteint.2017.05.004.

[149] H. Chebbi und D. Prémel, „The fast computation of eddy current distribution and probe response in homogenized composite material based on semi-analytical approach“, *Eur. Phys. J. Appl. Phys.*, Jg. 89, Nr. 1, S. 10901, 2020, doi: 10.1051/epjap/2020190220.
[150] L. Stiny, *Grundwissen Elektrotechnik und Elektronik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2018.
[151] F. Lundström, K. Frogner und M. Andersson, „A method for inductive measurement of equivalent electrical conductivity in thin non-consolidated multilayer carbon fibre fabrics“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 140, S. 204–213, 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2017.12.027.
[152] F. Tourkhani und P. Viarouge, „Accurate analytical model of winding losses in round Litz wire windings“, *IEEE Trans. Magn.*, Jg. 37, Nr. 1, S. 538–543, 2001, doi: 10.1109/20.914375.
[153] G. Wasselynck, D. Trichet und J. Fouladgar, „Determination of the Electrical Conductivity Tensor of a CFRP Composite Using a 3-D Percolation Model“, *IEEE Trans. Magn.*, Jg. 49, Nr. 5, S. 1825–1828, 2013, doi: 10.1109/TMAG.2013.2241039.
[154] J. Cheng, H. Ji, J. Qiu, T. Takagi, T. Uchimoto und N. Hu, „Role of interlaminar interface on bulk conductivity and electrical anisotropy of CFRP laminates measured by eddy current method“, *5NDT6 & E International*, Jg. 68, S. 1–12, 2014, doi: 10.1016/j.ndteint.2014.07.001.
[155] X. Xu, H. Ji, J. Qiu, J. Cheng, Y. Wu und T. Takagi, „Interlaminar contact resistivity and its influence on eddy currents in carbon fiber reinforced polymer laminates“, *5NDT6 & E International*, Jg. 94, S. 79–91, 2018, doi: 10.1016/j.ndteint.2017.12.003.
[156] S. Yarlagadda, H.-J. Kim, J. W. Gillespie, N. Shevchenko und B. K. Fink, „Heating Mechanisms in Induction Processing of Carbon Fiber Reinforced Thermoplastic Prepreg“, *SAMPE*, Long Beach, CA, 2000.
[157] G. Benkowsky, *Induktionserwärmung: Härten, Glühen, Schmelzen, Löten, Schweissen ; Grundlagen und praktische Anleitungen für Induktionserwärmungsverfahren, insbesondere auf dem Gebiet der Hochfrequenzerwärmung,* 4. Aufl. Berlin: Verl. Technik, 1980.
[158] A. Fosbury, S. Wang, Y. F. Pin und D.D.L. Chung, „The interlaminar interface of a carbon fiber polymer-matrix composite as a resistance heating element“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 34, Nr. 10, S. 933–940, 2003, doi: 10.1016/S1359-835X(03)00208-2.
[159] S. Wang, D. P. Kowalik und D. D. L. Chung, „Effects of the temperature, humidity, and stress on the interlaminar interface of carbon fiber polymer-matrix composites, studied by contact electrical resistivity measurement“, *The Journal of Adhesion*, Jg. 78, Nr. 2, S. 189–200, 2002, doi: 10.1080/00218460210384.
[160] S. Becker und P. Mitschang, „Beeinflussung der Induktionserwärmung von textilverstärktem CFK durch Laminatparameter“, *Zeitschrift Kunststofftechnik*, Jg. 15, Nr. 3, S. 210–244, 2019, doi: 10.3139/O999.01032019.
[161] S. Becker und P. Mitschang, „Influence of Thread-Count of Carbon Twill Textile Reinforced Polyamide 66 Laminates on the Inductive Heating Behavior“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 2019, doi: 10.1177/0892705719854493.

[162] B. K. Fink, R. L. McCullough und J. W. Gillespie, „Experimental verification of models for induction heating of continuous-carbon-fiber composites“, *Polymer Composites*, Jg. 17, Nr. 2, S. 198–209, 1996, doi: 10.1002/pc.10605.
[163] B. K. Fink, R. L. McCullough und J. W. Gillespie Jr, „Induction Heating of Carbon-Fiber Composites: Electrical Potential Distribution Model“, 1. Jan. 1999.
[164] F. Lundström, K. Frogner und M. Andersson, „Numerical modelling of CFRP induction heating using temperature-dependent material properties“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 220, S. 108982, 2021, doi: 10.1016/j.compositesb.2021.108982.
[165] S. Yarlagadda, H. J. Kim, J. W. [J.] Gillespie, N. B. Schevchenko und B. K. Fink, „A Study on the Induction Heating of Conductive Fiber Reinforced Composites“ (Englisch), *Journal of Composite Materials*, Jg. 36, Nr. 04, S. 401–421, 2002.
[166] H. J. Kim, S. Yarlagadda, N. B. Schevchenko, B. K. Fink und J. W. [J.] Gillespie, „Development of a Numerical Model to Predict In-plane Heat Generation Patterns During Induction Processing of Carbon Fiber-reinforced Prepreg Stacks“ (Englisch), *Journal of Composite Materials*, Jg. 37, Nr. 16, S. 1461–1483, 2003.
[167] G. Wasselynck, D. Trichet, B. Ramdane und J. Fouldagar, „Interaction Between Electromagnetic Field and CFRP Materials: A New Multiscale Homogenization Approach“, *IEEE Trans. Magn.*, Jg. 46, Nr. 8, S. 3277–3280, 2010, doi: 10.1109/TMAG.2010.2045359.
[168] G. Wasselynck, D. Trichet, B. Ramdane und J. Fouladgar, „Microscopic and Macroscopic Electromagnetic and Thermal Modeling of Carbon Fiber Reinforced Polymer Composites“, *IEEE Trans. Magn.*, Jg. 47, Nr. 5, S. 1114–1117, 2011, doi: 10.1109/TMAG.2010.2073456.
[169] F. Lundström, K. Frogner und M. Andersson, „A numerical model to analyse the temperature distribution in cross-ply CFRP during induction heating“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 202, S. 108419, 2020, doi: 10.1016/j.compositesb.2020.108419.
[170] N. Athanasopoulos und V. Kostopoulos, „Prediction and experimental validation of the electrical conductivity of dry carbon fiber unidirectional layers“, *Composites Part B: Engineering*, Jg. 42, Nr. 6, S. 1578–1587, 2011, doi: 10.1016/j.compositesb.2011.04.008.
[171] S. Jiao, J. Li, F. Du, L. Sun und Z. Zeng, „Characteristics of Eddy Current Distribution in Carbon Fiber Reinforced Polymer“, *Journal of Sensors*, Jg. 2016, S. 1–8, 2016, doi: 10.1155/2016/4292134.
[172] S. Zinn und S. L. Semiatin, „Coil design and fabrication: basic design and modifications“, *HEAT TREATING*, 1988.
[173] B. K. Fink, R. L. McCullough und J. W. Gillespie, „The Influence of Moisture on Dielectric Behavior of Poly-Etheretherketone/ Carbon Fiber Composites“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 5, Nr. 2, S. 90–104, 1992, doi: 10.1177/089270579200500201.
[174] S. Yarlagadda, B. K. Fink und J. W. Gillespie, „Resistive Susceptor Design for Uniform Heating during Induction Bonding of Composites“ (en), *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 11, Nr. 4, S. 321–337, 1998, doi: 10.1177/089270579801100403.

[175] B. K. Fink, S. H. McKnight, J. W. Gillespie und S. Yarlagadda, „Ferromagnetic Nano-Particulate and Conductive Mesh Susceptors for Induction-Based Repair of Composites“ in *Army Science Conference*, Norfolk, VA, USA, 1998.
[176] C. Worrall und R. Wise, „Novel Induction Heating Technique for Joining of Carbon Fibre Composites“, *SEICO 14: 35th International Technical Conference & Forum "Low Cost Composite Processing, from Aerospace OOA to Automotive Thermoplastic*, 2014.
[177] B. Kane, G. Wasselynck, H. K. Bui, D. Trichet und G. Berthiau, „Focalization of electromagnetic power at the interface between two composites materials for induction welding“, *Eur. Phys. J. Appl. Phys.*, Jg. 91, Nr. 1, S. 10902, 2020, doi: 10.1051/epjap/2020200022.
[178] C. Cramer, Weberei, GmbH u. Co. KG, Division ECC, „Technisches Datenblatt zu Gewebe Style 452“, 24. März 2015.
[179] C. Cramer, Weberei, GmbH u. Co. KG, Division ECC, „Technisches Datenblatt zu Gewebe Style 442“, 23. März 2015.
[180] C. Cramer, Weberei, GmbH u. Co. KG, Division ECC, „Technisches Datenblatt zu Gewebe Style 462“, 2. Okt. 2015.
[181] C. Cramer, Weberei, GmbH u. Co. KG, Division ECC, „Technisches Datenblatt zu Gewebe Style 472-2“, 25. Jan. 2012.
[182] C. Cramer, Weberei, GmbH u. Co. KG, Division ECC, „Technisches Datenblatt zu Gewebe Style 402“, 21. Mai 2015.
[183] C. Cramer, Weberei, GmbH u. Co. KG, Division ECC, „Technisches Datenblatt zu Gewebe Style 426“, 9. Apr. 2015.
[184] C. Cramer, Weberei, GmbH u. Co. KG, Division ECC, „Technisches Datenblatt zu Gewebe Style 432“, 20. Mai 2015.
[185] C. Cramer, Weberei, GmbH u. Co. KG, Division ECC, „Technisches Datenblatt zu Gewebe Style 450“, 10. Apr. 2015.
[186] C. Cramer, Weberei, GmbH u. Co. KG, Division ECC, „Technisches Datenblatt zu Gewebe Style 476“, 10. Apr. 2015.
[187] C. Cramer, Weberei, GmbH u. Co. KG, Division ECC, „Technisches Datenblatt zu Gelege Style MC-45C-0200“, Sep. 2014.
[188] Suter-Kunststoffe AG, „Carbon- (Kohlenstoff-Fasern) Fasertabelle: Torayca-Fasern - Tenay-Fasern - Mitsubishi-Fasern“, 3. Aug. 2011. [Online]. Verfügbar unter: https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=&ved=2ahUKEwjv-62Eio7rAhXI_KQKHVfuCaIQF-jAAegQIBRAB&url=https%3A%2F%2Fwww.swiss-composite.ch%2Fpdf%2Fi-Carbon-Fasertabelle.pdf&usg=AOvVaw0TFKPtkeD8mitXVAsOW5_G.
[189] Toray Composites Materials America, Inc, „T300 Standard Modlulus Carbon Fiber: Technisches Datenblatt T300 Rev. 6“, 13. Apr. 2018. [Online]. Verfügbar unter: https://toraycma.app.box.com/s/ru9sr1uzk0nw6vhilrt8hrmofytpjm1r.
[190] Toray Composites Materials America, Inc, „T700S Standard Modulus Carbon Fiber: Technisches Datenblatt T700S Rev. 4“, 13. Apr. 2018. [Online]. Verfügbar unter: https://toraycma.app.box.com/s/2uja1lo5to75or5matg9ln0sdyq3ml79.
[191] D. Boahene, "AW: MCFE for IVW//TR30S TDS - Informationen zur Kohlenstofffaser T30S", E-Mail von Mitsubishi Chemical - Carbon Fiber and Composites GmbH, Aug. 2020.
[192] Grafil Inc., „Grafil 34-700: Technisches Datenblatt“, Juli 2008.

[193] BASF SE, „Produkt Information Ultramid A4H“, Apr. 2018.
[194] Lipp-Terler GmbH, *Lite P (PPS): teilkristalline, thermoplastische Folie, amorphe Ausführung.* [Online]. Verfügbar unter: www.lipp-terler.com/lite-p (Zugriff am: 9. August 2020).
[195] GEFO Folienbetrieb GmbH, „Technische Daten GEFO-Prop 402-1: FB 50537_1 – Rev. B/01/16“, Jan. 2016.
[196] B. Hannemann, „Multifunctional metal-carbon-fibre composites for damage tolerant and electrically conductive lightweight structures“. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern, 2018. [Online]. Verfügbar unter: http://nbn-resolving.de/urn:nbn:de:hbz:386-kluedo-52267
[197] MF-Folien GmbH, „Datenblatt Cast Polyamid-Folie PA 6.6“.
[198] *DIN EN IEC 62631-2-1:2018-12, Dielektrische und resistive Eigenschaften fester Elektroisolierstoffe_- Teil_2-1: Relative Permittivität und Verlustfaktor_- Technische Frequenzen (0,1_Hz bis 10_MHz)_- Wechselspannungsverfahren (IEC_62631-2-1:2018); Deutsche Fassung EN_IEC_62631-2-1:2018*, Berlin, Dez. 2018.
[199] D. Drummer und K. Schneider, „Prüfbericht Auftragsnummer AP 20-09-51 / KS: Dielektrische Materialcharakterisierung“, Lehrstuhl für Kunststofftechnik der Friedrich-Alexander Universität Erlangen-Nürnberg, Erlangen, 15. Okt. 2020.
[200] U. Grigull, R. Siegel, J. R. Howell und J. Lohrengel, *Wärmeübertragung durch Strahlung*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1988.
[201] M. Duhovic, M. Hümbert, P. Mitschang, M. Maier, I. Caldichoury und P. L'Eplattenier, „Further advances in simulating the processing of composite materials by electromagnetic induction“ in *Proceedings of the 13th international LS-DYNA users conference*, Detroit, 2014.
[202] VDI-Gesellschaft Verfahrenstechnik und Chemieingenieurwesen, Hg., *VDI-Wärmeatlas,* 11. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013.
[203] M. Louis, S.P. Joshi und W. Brockmann, „An experimental investigation of through-thickness electrical resistivity of CFRP laminates“, *Composites Science and Technology*, Jg. 61, Nr. 6, S. 911–919, 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(00)00177-9.
[204] F. D. Senghor, G. Wasselynck, H. K. Bui, S. Branchu, D. Trichet und G. Berthiau, „Electrical Conductivity Tensor Modeling of Stratified Woven-Fabric Carbon Fiber Reinforced Polymer Composite Materials“, *IEEE Trans. Magn.*, Jg. 53, Nr. 6, S. 1–4, 2017, doi: 10.1109/TMAG.2017.2660529.
[205] K. Mizukami und Y. Watanabe, „A simple inverse analysis method for eddy current-based measurement of through-thickness conductivity of carbon fiber composites“, *Polymer Testing*, Jg. 69, S. 320–324, 2018, doi: 10.1016/j.polymertesting.2018.05.043.
[206] M. Labordus, „Induction Welding of Carbon UD Tape Based Thermoplastics“, *SAMPE Europe Conference*, Southampton, 11. – 13. Sep. 2018.
[207] S. Bensaid, D. Trichet und J. Fouladgar, „Electromagnetic and thermal behaviors of multilayer anisotropic composite materials“, *IEEE Trans. Magn.*, Jg. 42, Nr. 4, S. 995–998, 2006, doi: 10.1109/TMAG.2006.870926.
[208] S. Bensaid, D. Trichet und J. Fouladgar, „3-D Simulation of induction heating of anisotropic composite materials“, *IEEE Trans. Magn.*, Jg. 41, Nr. 5, S. 1568–1571, 2005, doi: 10.1109/TMAG.2005.845047.

Anhang

8.1 Anhang A – Erläuterungen zu den Leitfähigkeiten einer UD-Schicht

Elektrische Leitfähigkeit in Faserrichtung σ_L

Da die polymere Matrix als Isolator fungiert, berechnet sich die elektrische Leitfähigkeit in Faserrichtung σ_L vereinfacht aus dem FVG φ und dem spezifischen Widerstand der CF $\rho_{el,CF}$ (Glg. 10.1) [153, 168, 170, 203, 204].

$$\sigma_L = \frac{\varphi}{\rho_{el,CF}} \qquad 10.1$$

Da die CF in einem realen Laminat nicht absolut unidirektional verlaufen, sondern Ondulationen aufweisen, stehen die CF untereinander in Kontakt. Hierdurch können kapazitive Verluste zwischen den CF vernachlässigt werden [168]. Von den drei richtungsabhängigen Leitfähigkeiten weist die elektrische Leitfähigkeit in Faserrichtung den größten Wert auf.

Elektrische Leitfähigkeit quer zur Faserrichtung in Laminatebene σ_t und σ_z

Innerhalb einer UD-Lage ist die elektrische Leitfähigkeit quer zur Faserrichtung in der Laminatebene σ_t identisch mit der intralaminaren elektrischen Leitfähigkeit in Dickenrichtung σ_z [155, 168, 203] (vgl. Tabelle 10.1). Damit ein Strom senkrecht zu den CF innerhalb einer UD-Lage fließen kann, muss ein kritischer FVG überschritten sein. Infolge der Ondulationen kommt es zu Kontakten zwischen den CF, sodass ein Perkolationsnetzwerk gebildet wird [168, 170, 203]. Oberhalb des kritischen FVG besteht zwischen FVG und der elektrischen Leitfähigkeit quer zur Faserrichtung in Laminatebene σ_t ein exponentieller Zusammenhang [153, 204]. Kapazitiven Effekte bzw. Impedanzen innerhalb einer UD-Lage sind aufgrund ihrer geringen Größe vernachlässigbar.

Elektrische Leitfähigkeit eines Laminats in Dickenrichtung $\sigma_{z,lam}$

Die induzierte Leistung wird signifikant durch die elektrische Leitfähigkeit eines Laminats in Dickenrichtung $\sigma_{z,lam}$ beeinflusst [155, 205]. Je höher die elektrische Leitfähigkeit in Dickenrichtung $\sigma_{z,lam}$, desto größer ist die induzierte Leistung. Die elektrische Leitfähigkeit eines Laminats in Dickenrichtung $\sigma_{z,lam}$ ergibt sich aus einer Serienschaltung aus interlaminaren Kontaktwiderständen und intralaminaren Widerstände, die

sich aus der elektrische Leitfähigkeit quer zur Faserrichtung einer Lage σ_z ergeben [155] (Abbildung 2.15). Je größer die Winkeldifferenz zwischen den beiden Orientierungsrichtungen zweier benachbarten UD-Lagen, desto geringer sind die Kontaktwiderstände zwischen den beiden Lagen und desto größer ist die Amplitude der resultierende Stromdichte im Laminat [154, 155, 171]. Dies deckt sich mit den Ergebnissen von LABORDUS [206], der zeigte, dass die Aufheizrate infolge der induktiven Erwärmung mit Erhöhung der Winkeldifferenz zwischen den Einzellagen ansteigt. Ebenfalls verringern sich die Kontaktwiderstände, je feinschichtiger der Laminataufbau ist [155]. Insgesamt ist es daher für die induktive Erwärmung vorteilhaft, wenn viele interlaminare Kontakte zwischen unterschiedlich orientierten CF-Lagen vorliegen und somit die Kontaktwiderstände reduziert werden.

Tabelle 10.1: Anhand von UD-Laminaten und aus UD-Schichten aufgebauten Kreuzverbund-Laminaten ermittelte elektrische Leitfähigkeiten einzelner UD-Lagen

Quelle	FVG φ der Einzellage	Elektrische Leitfähigkeit in Faserrichtung σ_L	Elektrischen Leitfähigkeit quer zur Faserrichtung in Laminatebene σ_t	Elektrische Leitfähigkeit in Dickenrichtung σ_z	Berücksichtigung von interlaminaren Kontaktwiderständen
	in %	in $(\Omega*m)^{-1}$	in $(\Omega*m)^{-1}$	in $(\Omega*m)^{-1}$	
[153]	59	39.000	7,7	7,7	nein
[205]	60	28.400	3,88/4,15	3,88/4,15	nein
[155]	67	29.940	4,8	1,1	bei 0°/0°: $9{,}28\text{x}10^{-5}$ $\Omega*m^2$ bei 0°/45°: $5{,}60\text{x}10^{-5}$ $\Omega*m^2$ bei 0°/90°: $3{,}52\text{x}10^{-5}$ $\Omega*m^2$
[168]	50	/	6,75	/	ja

Meist wurden nur Untersuchungen hinsichtlich der Erwärmungsmechanismen durchgeführt, die sich auf aus UD-Lagen aufgebaute Laminate [166, 167, 207, 208] oder auf die Einzelfasern [19, 28, 162, 163] beschränken. Die wenigen Modellierungsansätze zur Beschreibung von textilverstärkten Laminaten wurden von Rudolf et al. [20, 29, 127] sowie von Senghor et al. [204] entwickelt (Tabelle 10.2). Bei gewebeverstärkten Laminaten ist die Leitfähigkeit quer zur Faserrichtung in der Laminatebene σ_t neben dem FVG zudem von der Geometrie des Rovingquerschnitts abhängig [204].

Tabelle 10.2: Ermittelte elektrische Leitfähigkeiten einzelner CF-Verstärkungstextillagen

Quelle	FVG φ der Einzellage	Elektrische Leitfähigkeit in Faserrichtung σ_L	Elektrischen Leitfähigkeit quer zur Faserrichtung in Laminatebene σ_t	Elektrische Leitfähigkeit in Dickenrichtung σ_z	Berücksichtigung von interlaminaren Kontaktwiderständen
	in %	in $(\Omega*m)^{-1}$	in $(\Omega*m)^{-1}$	in $(\Omega*m)^{-1}$	
[204]	39-40	11.300	10.700	40,33	ja, für Atlas1/5

8.2 Anhang B – Messung des spezifischen Widerstands der CF

Tabelle 10.3: Berechneter Längenbezogener Widerstand der untersuchten CF bei unterschiedlichen Spannungen. Die Querschnittsfläche eines Rovings $A_{r,theo}$ wurde basierend auf einem Filamentdurchmesser von 7 µm berechnet

	Köper 200	Köper 160	Köper 245	Köper 285	Köper 400a	Köper 400b	Köper 630	Leinwand 200	Atlas 290
Filamente	3000	3000	3000	3000	6000	12000	12000	3000	3000
$A_{r,theo}$ in m²	1,15E-07	1,15E-07	1,15E-07	1,15E-07	2,31E-07	4,62E-07	4,62E-07	1,15E-07	1,15E-07
Spannung	**Längenbezogener Widerstand in Ω/m**								
0,001 V	1,30E+02	1,30E+02	1,30E+02	1,61E+02	7,85E+01	3,36E+01	3,38E+01	1,55E+02	1,59E+02
0,01 V	1,31E+02	1,30E+02	1,30E+02	1,60E+02	7,83E+01	3,36E+01	3,38E+01	1,53E+02	1,58E+02
0,02 V	1,31E+02	1,30E+02	1,30E+02	1,60E+02	7,82E+01	3,36E+01	3,38E+01	1,53E+02	1,58E+02
0,03 V	1,31E+02	1,30E+02	1,30E+02	1,60E+02	7,82E+01	3,37E+01	3,37E+01	1,53E+02	1,58E+02
0,04 V	1,31E+02	1,30E+02	1,30E+02	1,60E+02	7,82E+01	3,37E+01	3,37E+01	1,53E+02	1,58E+02
0,05 V	1,31E+02	1,30E+02	1,30E+02	1,59E+02	7,82E+01	3,37E+01	3,37E+01	1,53E+02	1,58E+02
0,06 V	1,31E+02	1,30E+02	1,30E+02	1,59E+02	7,82E+01	3,37E+01	3,37E+01	1,53E+02	1,58E+02
0,07 V	1,31E+02	1,30E+02	1,30E+02	1,59E+02	7,82E+01	3,37E+01	3,37E+01	1,53E+02	1,58E+02
0,08 V	1,31E+02	1,30E+02	1,30E+02	1,59E+02	7,82E+01	3,37E+01	3,37E+01	1,53E+02	1,58E+02
0,09 V	1,31E+02	1,31E+02	1,30E+02	1,59E+02	7,82E+01	3,37E+01	3,37E+01	1,53E+02	1,58E+02
0,1 V	1,31E+02	1,31E+02	1,30E+02	1,59E+02	7,82E+01	3,37E+01	3,37E+01	1,53E+02	1,58E+02
MW	1,31E+02	1,30E+02	1,30E+02	1,60E+02	7,82E+01	3,37E+01	3,38E+01	1,53E+02	1,58E+02
SA	2,82E-01	2,16E-01	2,19E-01	3,48E-01	8,80E-02	4,49E-02	2,67E-02	5,20E-01	3,55E-01

MW = Mittelwert, SA = Standardabweichung

Tabelle 10.4: Berechneter spezifischer Widerstand der untersuchten CF bei unterschiedlichen Spannungen

	Köper 200	Köper 160	Köper 245	Köper 285	Köper 400a	Köper 400b	Köper 630	Leinwand 200	Atlas 290
Spannung	**Spezifischer Widerstand in Ω*m**								
0,001 V	1,50E-05	1,50E-05	1,51E-05	1,86E-05	1,81E-05	1,55E-05	1,56E-05	1,79E-05	1,84E-05
0,01 V	1,51E-05	1,50E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,81E-05	1,55E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
0,02 V	1,51E-05	1,51E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,81E-05	1,55E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
0,03 V	1,52E-05	1,51E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,81E-05	1,55E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
0,04 V	1,52E-05	1,51E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,81E-05	1,56E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
0,05 V	1,52E-05	1,51E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,81E-05	1,56E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
0,06 V	1,52E-05	1,51E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,81E-05	1,56E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
0,07 V	1,52E-05	1,51E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,81E-05	1,56E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
0,08 V	1,52E-05	1,51E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,80E-05	1,56E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
0,09 V	1,52E-05	1,51E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,80E-05	1,56E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
0,1 V	1,52E-05	1,51E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,80E-05	1,56E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
MW	1,51E-05	1,51E-05	1,50E-05	1,84E-05	1,81E-05	1,55E-05	1,56E-05	1,77E-05	1,82E-05
SA	3,25E-08	2,49E-08	2,52E-08	4,01E-08	2,03E-08	2,08E-08	1,23E-08	6,00E-08	4,10E-08

MW = Mittelwert, SA = Standardabweichung

8.3 Anhang C – Messtechnischen Erfassung der dielektrischen Eigenschaften

Tabelle 10.5: Verwendete Parameter zur Herstellung der Probekörper zur Messung der dielektrischen Eigenschaften

Polymer	Vortrocknung	Anzahl an Folienlagen	Temperatur in °C	Haltezeit in min	Druck in bar
PA66	Alle Folien für 24 h bei 100 °C im Ofen ausgelagert	40 x 100 µm	260	20	5
PPS		40 x 60 µm 40 x 40 µm	290		
PP		80 x 48 µm	175		

8.4 Anhang D – Anzahl der verwendeten Polymerfolien zur Herstellung der Probekörper zwecks Untersuchung des induktiven Aufheizverhaltens

Serie I – Einfluss der Fadendichte

Tabelle 10.6: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie I mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 50\,\%$ und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a in g/m²	Anzahl an Textillagen n_{CF}	Anzahl an PA66-Folien 108 µm	156 µm	Theoretische Laminatdicke in mm	Theoretischer FVG in %
160	12	11	0	2,27	47,59
200	10	11	0	2,31	48,61
245	8	11	0	2,29	48,10
285	7	11	0	2,31	48,54

Serie II – Einfluss des Titers

Tabelle 10.7: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie II mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 50\,\%$ und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a in g/m²	Anzahl an Textillagen n_{CF}	Anzahl an PA66-Folien 108 µm	156 µm	Theoretische Laminatdicke in mm	Theoretischer FVG in %
200	10	11	0	2,31	48,61
160	12	11	0	2,27	47,59
400	5	11	0	2,31	48,61
630	3	11	0	2,25	47,20

Serie III – Vergleich zwischen Einfluss des Titers und der Fadendichte

Tabelle 10.8: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie III mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 50\,\%$ und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a in g/m²	Anzahl an Textillagen n_{CF}	Anzahl an PA66-Folien 108 µm	156 µm	Theoretische Laminatdicke in mm	Theoretischer FVG in %
400	5	11	0	2,31	48,61

Serie IV – Einfluss des FVG

Tabelle 10.9: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie IV mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 30$ % und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a	**Anzahl an Textillagen**	**Anzahl an PA66-Folien**		**Theoretische Laminatdicke**	**Theoretischer FVG**
in g/m²	n_{CF}	108 µm	156 µm	in mm	in %
200	6	2	9	2,29	29,39
285	4	0	10	2,20	29,11
290	4	0	10	2,21	29,47

Tabelle 10.10: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie VI mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 45$ % und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a	**Anzahl an Textillagen**	**Anzahl an PA66-Folien**		**Theoretische Laminatdicke**	**Theoretischer FVG**
in g/m²	n_{CF}	108 µm	156 µm	in mm	in %
200	9	0	8	2,26	44,76
285	6	0	8	2,21	43,50
290	6	0	8	2,23	43,92

Tabelle 10.11: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie VI mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 60$ % und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a	**Anzahl an Textillagen**	**Anzahl an PA66-Folien**		**Theoretische Laminatdicke**	**Theoretischer FVG**
in g/m²	n_{CF}	108 µm	156 µm	in mm	in %
200	12	9	0	2,32	58,11
285	8	7	1	2,19	58,41
290	8	7	1	2,22	58,83

Serie V – Einfluss des Matrixpolymers

Tabelle 10.12: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie V mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 50$ % und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a	**Anzahl an Textillagen**	**Anzahl an PA66-Folien**		**Theoretische Laminatdicke**	**Theoretischer FVG**
in g/m²	n_{CF}	108 µm	156 µm	in mm	in %
200	10	11	0	2,31	48,61
285	7	8	2	2,30	48,80
290	7	8	2	2,32	49,23

Tabelle 10.13: Übersicht der verwendeten Anzahl an PP-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie V mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 50\,\%$ und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a in g/m²	**Anzahl an Textillagen** n_{CF}	**Anzahl an PP-Folien** 48 µm	**Theoretische Laminatdicke** in mm	**Theoretischer FVG** in %
200	10	22	2,18	51,55
285	7	22	2,18	51,49
290	7	22	2,20	51,92

Tabelle 10.14: Übersicht der verwendeten Anzahl an PPS-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie V mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 50\,\%$ und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a in g/m²	**Anzahl an Textillagen** n_{CF}	**Anzahl an PA66-Folien** 38,1 µm	60,8 µm	**Theoretische Laminatdicke** in mm	**Theoretischer FVG** in %
200	10	11	11	2,21	50,78
285	7	11	11	2,21	50,72
290	7	11	11	2,23	51,15

Serie VI – Einfluss der Laminatdicke

Tabelle 10.15: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie VI mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 50\,\%$ und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 1,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a in g/m²	**Anzahl an Textillagen** n_{CF}	**Anzahl an PA66-Folien** 108 µm	156 µm	**Theoretische Laminatdicke** in mm	**Theoretischer FVG** in %
200	5	4	1	1,15	48,86
285	4	2	3	1,32	48,36
290	4	2	3	1,34	48,79

Tabelle 10.16: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie VI mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 50\,\%$ und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a in g/m²	**Anzahl an Textillagen** n_{CF}	**Anzahl an PA66-Folien** 108 µm	156 µm	**Theoretische Laminatdicke** in mm	**Theoretischer FVG** in %
200	10	6	3	2,24	50,17
285	7	2	6	2,27	49,31
290	7	2	6	2,29	49,75

Tabelle 10.17: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der Probekörper der Serie VI mit einem angestrebten FVG von $\varphi = 50\,\%$ und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 3,3 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Flächengewicht m_a in g/m²	**Anzahl an Textillagen** n_{CF}	**Anzahl an PA66-Folien** 108 µm	156 µm	**Theoretische Laminatdicke** in mm	**Theoretischer FVG** in %
200	15	5	7	3,32	50,80
285	10	1	10	3,27	48,98
290	10	1	10	3,30	49,41

8.5 Anhang E – Vergleich der angestrebten, theoretischen und realen Laminatdicken und FVG der hergestellten Laminate

Die durchschnittliche Dicke eines besäumten Laminats basiert auf drei Messungen. Der FVG der besäumten Laminate wurde über deren Fasermassengehalt bestimmt. Hierfür wurde das Flächengewicht eines besäumten Laminats durch Vermessen und Wiegen ermittelt und ins Verhältnis zum kumulierten Flächengewicht der eingesetzten Verstärkungstextilien gesetzt.

Serie I – Einfluss der Fadendichte

Tabelle 10.18: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate der Serie I

	Laminatdicke h_{lam} in mm			**FVG φ in %**		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 160	2,2	2,27	2,11 ± 0,03	50	47,59	51,50
Köper 200		2,31	2,13 ± 0,05		48,61	52,05
Köper 245		2,29	2,15 ± 0,03		48,10	51,32
Köper 285		2,31	2,13 ± 0,02		48,54	53,49

Serie II – Einfluss des Titers

Tabelle 10.19: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate der Serie II

	Laminatdicke h_{lam} in mm			**FVG φ in %**		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 200	2,2	2,31	2,13 ± 0,05	50	48,61	52,05
Köper 160		2,27	2,11 ± 0,03		47,59	51,5
Köper 400A		2,31	2,19 ± 0,06		48,61	51,67
Köper 630		2,25	2,13 ± 0,04		47,20	49,64

Serie III – Vergleich zwischen Einfluss des Titers und der Fadendichte

Tabelle 10.20: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate der Serie III

	Laminatdicke h_{lam} in mm			**FVG φ in %**		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 400A	2,2	2,31	2,24 ± 0,05	50	48,61	49,35
Köper 400B		2,31	2,24 ± 0,13		48,61	48,44

Serie IV – Einfluss des FVG

Tabelle 10.21: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate mit einem angestrebten FVG von 30 % der Serie IV

	Laminatdicke h_{lam} in mm			**FVG φ in %**		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 200	2,2	2,29	2,24 ± 0,05	30	29,39	30,90
Leinwand 200		2,29	2,11 ± 0,04		29,39	30,09
NCF 200		2,29	2,16 ± 0,04		29,39	31,62
Köper 285		2,20	2,12 ± 0,01		29,11	30,65
Atlas 290		2,21	2,13 ± 0,20		29,47	30,23

Tabelle 10.22: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate mit einem angestrebten FVG von 45 % der Serie IV

	Laminatdicke h_{lam} in mm			**FVG φ in %**		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 200	2,2	2,26	2,32 ± 0,01	45	44,76	45,32
Leinwand 200		2,26	2,33 ± 0,00		44,76	46,52
NCF 200		2,26	2,23 ± 0,02		44,76	46,33
Köper 285		2,21	2,14 ± 0,01		43,5	45,05
Atlas 290		2,23	2,15 ± 0,02		43,92	46,42

Tabelle 10.23: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate mit einem angestrebten FVG von 60 % der Serie IV

	Laminatdicke h_{lam} in mm			**FVG φ in %**		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 200	2,2	2,32	2,53 ± 0,02	60	58,11	57,46
Leinwand 200		2,32	2,44 ± 0,00		58,11	55,81
NCF 200		2,32	2,37 ± 0,06		58,11	58,78
Köper 285		2,19	2,15 ± 0,00		58,41	59,97
Atlas 290		2,22	2,22 ±0, 02		58,83	59,78

Serie V – Einfluss des Matrixpolymers

Tabelle 10.24: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate mit einer Matrix aus PA66 der Serie V

	Laminatdicke h_{lam} in mm			FVG φ in %		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 200		2,31	2,25 ± 0,03		48,61	51,66
Leinwand 200		2,31	2,24 ± 0,00		48,61	50,38
NCF 200	2,2	2,31	2,27 ± 0,02	50	48,61	49,28
Köper 285		2,30	2,20 ± 0,01		48,8	52,51
Atlas 290		2,32	2,26 ± 0,02		49,23	52,39

Tabelle 10.25: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate mit einer Matrix aus PP der Serie V

	Laminatdicke h_{lam} in mm			FVG φ in %		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 200		2,18	2,22 ± 0,01		51,55	53,76
Leinwand 200		2,18	2,24 ± 0,00		51,55	53,06
NCF 200	2,2	2,18	2,29 ± 0,01	50	51,55	51,13
Köper 285		2,18	2,20 ± 0,01		51,49	55,59
Atlas 290		2,20	2,24 ± 0,02		51,92	54,73

Tabelle 10.26: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate mit einer Matrix aus PPS der Serie V

	Laminatdicke h_{lam} in mm			FVG φ in %		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 200		2,21	2,24 ± 0,04		50,78	54,15
Leinwand 200		2,21	2,20 ± 0,01		50,78	54,21
NCF 200	2,2	2,21	2,31 ± 0,01	50	50,78	52,24
Köper 285		2,21	2,23 ± 0,01		50,72	55,01
Atlas 290		2,23	2,26 ± 0,04		51,15	55,39

Serie VI – Einfluss der Laminatdicke

Tabelle 10.27: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate mit einer angestrebten Laminatdicke von 1,2 mm der Serie VI

	Laminatdicke h_{lam} in mm			FVG φ in %		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 200		1,15	1,10 ± 0,00		48,86	48,23
Leinwand 200		1,15	1,12 ± 0,00		48,86	47,20
NCF 200	1,2	1,15	1,16 ± 0,01	50	48,86	45,92
Köper 285		1,32	1,28 ± 0,02		48,36	48,60
Atlas 290		1,34	1,32 ± 0,01		48,79	48,97

Tabelle 10.28: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate mit einer angestrebten Laminatdicke von 2,3 mm der Serie VI

	Laminatdicke h_{lam} in mm			**FVG φ in %**		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 200		2,24	2,18 ± 0,01		50,17	50,56
Leinwand 200		2,24	2,21 ± 0,02		50,17	49,94
NCF 200	2,3	2,24	2,21 ± 0,02	50	50,17	49,30
Köper 285		2,27	2,16 ± 0,03		49,31	50,88
Atlas 290		2,29	2,23 ± 0,01		49,75	51,17

Tabelle 10.29: Angestrebte, theoretische und reale Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten Laminate mit einer angestrebten Laminatdicke von 3,3 mm der Serie VI

	Laminatdicke h_{lam} in mm			**FVG φ in %**		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
Köper 200		3,32	3,26 ± 0,01		50,8	51,63
Leinwand 200		3,32	3,28 ± 0,04		50,8	51,20
NCF 200	3,3	3,32	3,25 ± 0,02	50	50,8	49,79
Köper 285		3,27	3,13 ± 0,04		48,98	50,90
Atlas 290		3,30	3,16 ± 0,02		49,41	50,91

8.6 Anhang F – Anzahl der verwendeten Polymerfolien zur Herstellung der angepassten Laminate

Tabelle 10.30: Übersicht der verwendeten Anzahl an PA66-Folien zur Herstellung der angepassten Laminate mit angestrebtem FVG von φ = 50 % und einer angestrebten Laminatdicke h_{lam} von 2,2 mm sowie Angabe der daraus resultierenden theoretischen Laminatdicke und des resultierenden theroretischen FVG

Aufbau	**Anzahl an PA66-Folien**		**Theoretische Laminatdicke**	**Theoretischer FVG**
	108 µm	156 µm	in mm	in %
1x Köper 630 + 6 x NCF 200	9	1	2,16	47,68
2x Köper 630 + 3x NCF 200	3	5	2,15	48,63
2x Köper 630 + 4x Köper 160	3	5	2,17	49,16
1x Köper 630 + 8x Köper 160	9	1	2,20	48,75
9 x NCF 200	9	1	2,25	49,90
12 x Köper 160	3	5	2,18	49,42
3 x Köper 630	3	5	2,17	49,03

8.7 Anhang G – Vergleich der angestrebten, theoretischen und realen Laminatdicken und FVG der hergestellten angepassten Laminate

Tabelle 10.31: Vergleich der angestrebten, theoretischen und realen Werte für die Laminatdicke und den FVG der besäumten angepassten Laminate

Aufbau	**Laminatdicke h_{lam} in mm**			**FVG φ in %**		
	angestrebt	theoretisch	real	angestrebt	theoretisch	real
1x Köper 630 + 6 x NCF 200		2,16	2,22 ± 0,04		47,68	49,86
2x Köper 630 + 3x NCF 200		2,15	2,24 ± 0,02		48,63	51,44
2x Köper 630 + 4x Köper 160		2,17	2,26 ± 0,02		49,16	52,37
1x Köper 630 + 8x Köper 160	2,1	2,20	2,23 ± 0,01	50	48,75	51,64
9 x NCF 200		2,25	2,11 ± 0,04		49,90	49,75
12 x Köper 160		2,18	2,12 ± 0,02		49,42	51,53
3 x Köper 630		2,17	2,58 ± 0,06		49,03	52,38

Betreute studentische Arbeiten

S. Neunkirchen, *Experimentelle Validierung eines FEM-basierten Berechnungstools für das kontinuierliche Induktionsschweißen*. IVW-Bericht 16-048, 2016.

A. Shaqiri, *Konstruktion eines Einspannwerkzeugs zum induktiven Schweißen von kohlenstofffaserverstärkten Organoblechen*. IVW-Bericht 16-071, 2016.

C. K. Domo, *Literaturrecherche zum Thema: Simulationsmodelle für das Induktionsschweißen von Organoblechen aus CFK*. 2017.

I. Tansel, *Erprobung des weggeregelten Induktionsschweißens von faserverstärkten Thermoplasten und Stahl*. IVW-Bericht 17-016, 2017.

J. Janzen, *Experimentelle Untersuchung des Einflusses textiler Parameter auf das induktive Aufheizverhalten von CFK*. IVW-Bericht 17-048, 2017.

F. Becker, *Konzeptionierung einer neuartigen Methode zum Kühlen der Laminatoberfläche beim Induktionsschweißen von Organoblechen aus CFK*. IVW-Bericht 18-010, 2018.

L. Valerius, *Konstruktion und Inbetriebnahme eines Prüfstands für das kontinuierliche Induktionsschweißen von Luftfahrtbauteilen aus CFK*. IVW-Bericht 18-020, 2018.

M. Schäfer, *Entwicklung einer optimierten Konsolidierungseinheit für das kontinuierliche Induktionsschweißen von CFK mit Hilfe der FEM*. IVW-Bericht 18-021, 2018.

E. Etringer, *Experimentelle Untersuchung des Einflusses des Faservolumengehaltes auf das induktive Aufheizverhalten von CFK*. IVW-Bericht 18-029, 2018.

M. Michel, *Experimentelle Untersuchung des Einflusses der Matrix auf das induktive Aufheizverhalten von CFK*. IVW-Bericht 18-042, 2018.

M. Gehrig, *Erprobung einer neuartigen Methode zum Kühlen der Laminatoberfläche beim Induktionsschweißen von CFK*. IVW-Bericht 19-021, 2019.

P. Nau, *Studie zu Prüfverfahren für die Bestimmung der Güte von stoffschlüssigen Fügeverbindungen*. IVW-Bericht 19-027, 2019.

M. Schneider, *Studie zur Erfassung des Stands der Technik auf dem Gebiet der Fügeverfahren für Faser-Kunststoff-Verbunde im Fahrzeug- und Flugzeugbau*. IVW-Bericht 19-036, 2019.

I. Tansel, *Experimentelle Modifikation der Temperaturverteilung in Dickenrichtung beim induktiven Aufheizen von Organoblechen aus CFK*. IVW-Bericht 19-042, 2019.

T. Hoffmann, *Untersuchung der Druckverteilung im Laminat beim Konsolidierungsprozess des Induktionsschweißens mit Hilfe der FEM*. IVW-Bericht 19-043, 2019.

C. Alt, *Experimentelle Untersuchung des Einflusses von textilen Parametern auf die elektrische Leitfähigkeit von CFK-Organoblechen*. IVW-Bericht 20-012, 2020.

T. Hoffmann, *Implementierung eines analytischen Modells zur Beschreibung des induktiven Aufheizverhaltens von textilverstärkten CF-Organoblechen in ein FEM-Modell zur thermischen Simulation des statischen Aufheizvorgangs*. IVW-Bericht 21-031, 2021.

J. Renger, *Entwicklung und Validierung eines Prüfstands zur Messung der elektrischen Leitfähigkeit in Dickenrichtung von CFK-Organoblechen*. IVW-Bericht 21-038, 2021.

Publikationen

Zeitschriften (mit wissenschaftlicher Qualitätssicherung)

S. Becker und P. Mitschang, „ Process Improvement of Continuous Induction Welding of Carbon Fiber-Reinforced Polymer Composites", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, doi: 10.1007/s11665-022-06842-0.

S. Becker und P. Mitschang, „Influence of the matrix polymer on the induction heating behavior of textile-reinforced CFRPC", *Composites Part B: Engineering*, Volume 231, 2022, doi: 10.1016/j.compositesb.2021.109561.

S. Becker und P. Mitschang, „Beeinflussung der Induktionserwärmung von textilverstärktem CFK durch Laminatparameter", *Zeitschrift Kunststofftechnik*, Jg. 15 Nr. 3, S. 210-244, 2019.

S. Becker und P. Mitschang, "Influence of thread count of carbon twill textile-reinforced polyamide 66 laminates on the inductive heating behavior", *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2019, doi: 10.1177/0892705719854493

Zeitschriften (ohne wissenschaftliche Qualitätssicherung)

S. Becker und P. Mitschang, „CF-verstärkte Kunststoffe induktiv erwärmen – Einflüsse der Laminatparameter auf das induktive Aufheizverhalten von CFK", *Kunststoffe*, Nr. 9, 2018.

S. Becker und P. Mitschang, "Induction Heating of CF-Reinforced Polymers – Influences of Laminate Parameters on the Induction Heating behavior of CFRP", *Kunststoffe international,* Nr. 9, 2018.

S. Becker und P. Mitschang, „IVW: Grundlagenforschung mit Hilfe der Prozesssimulation ebnet den Weg in die industrielle Serienproduktion", *Joining Plastics*, Jg.12, Nr. 2, 2018.

S. Becker, "Stronger, Faster, Flexible – Expediting induction welding of CFRPC", *Carbon Composites Magazine*, Nr. 4, S. 30-31, 2016.

S. Becker, D. Maurer, M. Duhovic et al., "Quality-controlled continuous induction welding of CFRP composites", *JEC Magazin*, No. 101, 2015.

Symposien- und Konferenzbeiträge (Vorträge)

S. Becker und P. Mitschang, „Process Optimization of Continuous Induction Welding of CFRPC", in *EUROMAT 2021*, 13.-.17. September 2021, Online.

S. Becker, S. Weidmann, J. Weber, et al., „Stoffschlüssige Fügeverfahren für FKV – Leichtbaugerecht, effizient und flexibel" in *AVK Arbeitskreis Fügen von Composites*, 16. Februar 2021, Online.

S. Becker, S. Weidmann und P. Mitschang, "Efficient Joining by Means of Induction", in *Automotive Engineering Congress 2019*, Nürnberg, 2019.

S. Becker und P. Mitschang, "Optimization of the Temperature Distribution in Thickness Direction at Induction Heating of CFRPC Laminates", in *22. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Kaiserslautern, 2019.

S. Becker und P. Mitschang, "Influences of Laminate Parameters on the Induction Heating Behavior of CFRPC" in *18th European Conference on Composite*, Athen, 2018.

S. De Souza, L. Conejo, M. Costa, et al., "Influence of UV-radiation on PEEK/CD laminates after to be submitted to welding induction" in *29th AeroMat Conference and Exposition*, Orlando, 2018.

S. Becker und P. Mitschang, "Influences of Textile Parameters on the Induction Heating Behavior of CFRPC" in *21st International Conference on Composite Materials*, Xi'an, 2017.

S. Becker und P. Mitschang, „Prozessoptimierung des Induktionsschweißens von CFK", in *Gemeinsame Sitzung der AG "Engineering", "Klebtechnik" und "NDE"*, Kaiserslautern, 2017.

Patente

S. Becker, P. Mang und P. Mitschang, „Verfahren zum induktiven Fügen von Faser-Kunststoff-Verbundwerkstoffen mit elektrisch leitfähigen Fasern", Deutsche Patentanmeldung Nr. 10 2021 102 485.4, 03. Februar 2021.

Lebenslauf

Name	Stephan Becker
Geburtsort	Saarlouis

Berufliche Stationen

Seit 04/2022	Research and Technology Engineer FACC Operations GmbH, St. Martin im Innkreis, Österreich
05/2015 – 03/2022	Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Verarbeitungstechnik, Kaiserslautern
08/2007 – 09/2012	Dualer Student, Siemens AG, Energy, Young Academics Program, Offenbach am Main

Studium und Ausbildung

10/2012 – 12/2014	Masterstudiengang Mechanical and Process Engineering, Technische Universität Darmstadt
10/2008 – 09/2012	Bachelorstudiengang Maschinenbau, Fachhochschule Frankfurt am Main
08/2008 – 03/2010	Ausbildung zum Industriemechaniker für Maschinen- und Anlagenbau, Siemens Professional Education, Frankfurt am Main

Wehrdienst

07/2007 – 03/2008	Stabskompanie, Luftlandebrigade 26, Saarlouis

Schulbildung

08/1998 – 06/2007	Allgemeine Hochschulreife, Albert-Schweitzer-Gymnasium Dillingen