

Material- und prozessspezifische Einflüsse auf Oberflächeneigenschaften von endlosfaserverstärkten Thermoplasten

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

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

von

Herrn

Dipl.-Ing. Klaus Hildebrandt

aus Perleberg

2014

Tag der mündlichen Prüfung:	16. März 2015
Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang
2. Berichterstatter:	Prof. Dr. Volker Altstädt

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 2009 bis 2014 während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung Verarbeitungstechnik der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH.

Mein herzlichster Dank geht an meinen Doktorvater Professor Dr.-Ing. Peter Mitschang für die Erstbegutachtung dieser Arbeit, die Schaffung der nötigen Freiräume für meine wissenschaftliche Entwicklung in einem exzellenten wissenschaftlichen Umfeld sowie die fruchtbaren fachlichen Diskussionen rund um das Thema meiner Arbeit. Des Weiteren danke ich Herrn Professor Dr.-Ing. Ulf Breuer für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes sowie Herrn Professor Dr. Volker Altstädt vom Lehrstuhl für Polymere Werkstoffe der Universität Bayreuth für die Übernahme der Zweitbegutachtung.

Allen Kolleginnen und Kollegen des IVWs danke ich für die gute Zusammenarbeit und Unterstützung. Einige von ihnen kann ich heute guten Gewissens zu meinen Freunden zählen. Besonders hervorheben möchte ich Marcel Christmann, der thematisch eng verwandt einige interessante Diskussionen rund um das Thema der Organobleche mit mir führte. Auch Stefan Giehl, Eric Schott, Michael Nast und Erhard Natter sind zu erwähnen. Ohne ihre langjährige Erfahrung und tatkräftige Unterstützung wäre eine erfolgreiche Bearbeitung in dem Umfang nicht möglich gewesen. Oft „genutzt“ doch selten gedankt erwähne ich auch meine studentischen Hilfskräfte, Studien-, Diplom-, und Masterarbeiter, welche mit ihren Arbeiten einen Beitrag zur Realisierung der hier gezeigten Ergebnisse geleistet haben. Insgesamt hat mir das Arbeiten am IVW Freude bereitet und ich erinnere mich gerne an diese Zeit.

Schließlich möchte ich mich bei meiner Frau Christina aufs Herzlichste bedanken. Ihre Geduld und Unterstützung haben mich immer auf Kurs gehalten. Nicht zuletzt möchte ich meine Eltern nennen, die mich während meines bisherigen Lebens immer unterstützt haben. Ohne Sie wäre ich nicht da, wo ich jetzt bin. Vielen Dank!

Inhaltsverzeichnis

Verzeichnis verwendeter Abkürzungen	V
Verzeichnis verwendeter Formelzeichen	VI
Kurzfassung.....	X
Abstract.....	XI
1 Einleitung und Zielsetzung	1
1.1 Motivation	1
1.2 Zielsetzung	2
2 Stand der Forschung.....	5
2.1 Endlosfaserverstärkte Thermoplaste.....	5
2.1.1 Allgemeines.....	5
2.1.2 Rheologie thermoplastischer Polymere.....	6
2.1.3 Thermoplastische Halbzeugherstellung	7
2.2 Verarbeitungstechnologien für thermoplastische Halbzeuge.....	10
2.2.1 Isothermer Verarbeitungsprozess	12
2.2.2 Variothermer Verarbeitungsprozess	14
2.2.3 Formgebungsprozesse während der Verarbeitung thermoplastischer FKV.....	16
2.3 Thermisches Verhalten des Halbzeugs.....	21
2.3.1 Grundlagen der Wärmeübertragung	21
2.3.2 Abkühlvorgang eines Organoblechs während isothermer Verarbeitung	24
2.4 Die Organoblechoberfläche	25
2.4.1 Geometrischen Eigenschaften von Oberflächen	26
2.4.2 Definition der „Class-A-Oberflächenqualität“	30
2.4.3 Messverfahren zur Oberflächenbeurteilung	31
2.4.4 Grundlagen der Oberflächenausbildung von FKV	33
2.4.5 Studien und Modelle zur Oberflächenausbildung von FKV	35
3 Materialien und Methoden.....	39
3.1 Materialien	39
3.1.1 Polymere	39

3.1.2	Faser-Verstärkungen	40
3.2	Verarbeitungsprozesse	42
3.2.1	Halbzeugherstellung	42
3.2.2	Isotherme Verarbeitung der Organoblech-Halbzeuge	44
3.2.3	Variotherme Verarbeitung	46
3.3	Materialcharakterisierung	48
3.3.1	Oberflächencharakterisierung	48
3.3.2	Scherrahmenversuch	50
4	Auswirkungen material- und prozessspezifischer Variationen auf Oberflächeneigenschaften textilverstärkter Organobleche	53
4.1	Potentiale durch Variation der Werkzeugrauheit	53
4.2	Gewebeparametereinflüsse auf die Oberflächeneigenschaften	60
4.3	Prozessparametereinflüsse während variothermer Verarbeitung	63
4.4	Variation der Laminatzusammensetzung	67
5	Modellbildung und Simulation	71
5.1	Entwicklung eines Prozessmodells der Oberflächenausbildung von FKV	71
5.2	Aufbau eines FE-Prozessmodells	76
5.2.1	Implementierung der Materialmodelle	77
5.2.2	Geometrischer Modellaufbau	86
5.3	Oberflächenbeeinflussung durch ebene Gewebescherung	90
5.4	Prozesssimulation des variothermen Thermoformens	99
6	Übertragbarkeit der Erkenntnisse aus der variothermen Verarbeitung auf das isotherme Thermoformen	107
6.1	Anpassung der thermischen Werkzeugeigenschaften	107
6.2	Variation der Prozessfenster beim isothermen Thermoformen	112
6.3	Einfluss der Werkzeugsteifigkeit auf die Oberflächenwelligkeit	114
6.4	Einschätzung der prozesstechnischen und ökonomischen Bedeutung	116
7	Zusammenfassung	120
8	Literatur	124
9	Anhang	133

9.1	r-Tabelle für Ausreißertest nach Nalimov [140]	133
9.2	Vogel-Fulcher-Tammann-Gleichung	134
9.3	Berechnung der charakteristischen Scherwinkel in Geweben	134
	Betreute studentische Arbeiten	136
	Publikationen	137
	Lebenslauf.....	141

Verzeichnis verwendeter Abkürzungen

Kurzform	Beschreibung
et al.	Lateinisch „und andere“
FE	Finite Elemente
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
GF	Glasfaser
GMT	Glasmattenverstärkte Thermoplaste
HT	Haltetemperatur
LFT	Langfaserverstärkte Thermoplaste
m	Meter
mm	Millimeter
OB	Organoblech
Pa	Pascal
PA12	Polyamid 12
PA	Polyamid
PBT	Polybuthylenterephthalat
PC	Polykarbonat
PEEK	Polyetheretherketon
PET	Polyethylenterephthalat
PP	Polypropylen
PPS	Polyphenylensulfid
RHC	Resistive Aufheizung
RT	Raumtemperatur
RTM	Resin Transfer Molding
s	Sekunde/n
SMC	Sheet Molding Compound
spez.	spezifische
u.a.	unter anderem
UD	Unidirektional
vgl.	vergleiche
WLF	Wärmeleitfähigkeit
WLP	Weißlichtprofilometrie
z.B.	zum Beispiel

Verzeichnis verwendeter Formelzeichen

Lateinische Zeichen	Einheit	Beschreibung
A	1/s	Materialkonstante Sheppard und Wright
A_T	m^2/s	Temperaturleitfähigkeit
A	m^2	Angeströmte Fläche
a	mm	Mittelpunktabstand zweier Rovings
a_0	mm	Mittelpunktabstand im Ausgangszustand
b	mm	Rovingbreite
b_0	mm	Rovingbreite im Ausgangszustand
c	J/(kg*K)	Spezifische Wärmekapazität
d_E	mm	Distanz zwischen den parallelen Seiten einer Einheitszelle
d_R	mm	Distanz zwischen benachbarten Rovings
d_{iW}	mm	Werkzeuginnendurchmesser
d_{OB}		Organoblechdicke
d	mm	Faserdurchmesser / Rovinghöhe
E_A	Pa	E-Modul des Rovings in Faserrichtung
E_B, E_C	Pa	E-Modul des Rovings \parallel zur Faserrichtung
E_F bzw. E_M	Pa	E-Modul der Faser bzw. E-Modul der Matrix
E_{WZ}	Pa	E-Modul des Werkzeugs
F_{gem}	N	gemessene Kraft im Scherversuch
F	N	Kraft
G	Pa	Schubmodul
K	m^2	Permeabilität des durchströmten Körpers
l_z	mm	Seitenlänge des Zwickels
l_r	mm	Einzelmessstrecke der Rauheitsmessung
l_w	mm	Einzelmessstrecke der Welligkeitsmessung
l_E	mm	Seitenlänge der Einheitszelle / Scherfläche
m	m	Wanddicke
N	-	Materialkonstante Sheppard und Wright
$\Delta p/\Delta h$	Pa/m	Druckgradient in Fließrichtung
p	Pa	Druck
Q	J/mol	Aktivierungsenergie
\dot{Q}	W	Wärmestrom

\dot{q}	W/m ²	Wärmestromdichte
R_a	μm	Mittenrauheit
R_z	μm	maximale Rauheit / gemittelte Rauhtiefe
R	J/molK	Universelle Gaskonstante
r	mm	Radius
s	m	Verschiebung
ΔT	K	Temperaturintervall
t	s	Zeit
t_L	mm	Dicke des Laminats
T_g	°C	Glasübergangstemperatur
T_m	°C	Kristallitschmelztemperatur
T_{NF}	°C	„no-flow“-Temperatur
T_{WZ}	°C	Werkzeugtemperatur
T_{OB}	°C	maximale Organoblechtemperatur / Verarbeitungstemperatur
T	°C	Temperatur
V_0	mm ³	Anfangsvolumen im Zwickel
V_Z	mm ³	Volumen im Zwickel
V_{fl}	%	lokaler Faservolumengehalt im Faseroving
V_f	%	Faservolumengehalt
V_{fR}	%	Faservolumengehalt im Organoblech- randbereich
V_{fM}	%	Faservolumengehalt in Organoblechmitte
\dot{V}	m ³ /s	Volumenstrom
v_T	mm/min	Traversengeschwindigkeit
W_z	μm	Maximale Welligkeit (gemittelt aus 5 gleichen Teilstrecken)
W_{z25}	μm	Maximale Welligkeit (gemittelt aus 5 x 5 gleichen Teilflächen)
w	mm	Maschenweite
v	m/s	Fluidgeschwindigkeit
X_c	%	Kristallisationsgrad
Z	1/s	Zener-Holloman Faktor
$z(x)$	μm	Höhe des gemessenen Profils an beliebiger Position x

Griechische Zeichen	Einheit	Beschreibung
α_{th}	1/K	Wärmeausdehnungskoeffizient
α_F	1/K	Wärmeausdehnungskoeffizient der Faser
α_M	1/K	Wärmeausdehnungskoeffizient der Matrix
α_R	1/K	Wärmeausdehnungskoeffizient des Rovings
α_W	W/(m ² *K)	Wärmeübergangszahl
α	1/Mpa	Materialkonstante Sheppard und Wright
β_0	mm	halbe Periode des sinusförmig beschriebenen Rovingverlaufs im Ausgangszustand
γ	°	Scherwinkel
$\dot{\epsilon}_c$	1/s	Kriechdehnrate
η	Pas	Dynamische Viskosität
ϑ	°C	Celsius-Temperatur
$\Delta \vartheta / \Delta x$	°C/m	Temperaturgradient in Dickenrichtung
θ_1	°	Grenzwinkel
θ_2	°	Blockierwinkel
θ_{min}	°	kleinstmöglicher innerer Scherwinkel
λ	W/(m*K)	Wärmeleitfähigkeit
λ_s	mm	Grenzwellenlänge, die Rauheit von Anteilen mit noch kürzeren Wellenlängen auf der Oberfläche trennt
λ_c	mm	Grenzwellenlänge, die Rauheit und Welligkeit trennt
λ_f	mm	Grenzwellenlänge, die Welligkeit von Anteilen mit noch längeren Wellenlängen auf der Oberfläche trennt
ξ	(W* \sqrt{s})/(m ² *K)	Wärmeeindringkoeffizient
ν	-	Querkontraktionszahl
ρ	kg/m ³	Dichte
ρ_F	kg/m ³	Dichte der Faser
ρ_M	kg/m ³	Dichte der Matrix

ρ_R	kg/m ³	Dichte des Rovings
σ_{eff}	Pa	Effektive Spannung
σ_D	Pa	Druckfestigkeit
τ	Pa	Schubspannung

Kurzfassung

Kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste (Organobleche) bieten ein großes Potential für den Einsatz in großvolumigen Sichtenwendungen. Es existieren jedoch einige material- und prozesstechnische Hindernisse hinsichtlich der Umsetzung dieses Potentials. Mit dieser Arbeit soll dazu beigetragen werden, das nötige, tiefgehende Verständnis bei der material- und prozesstechnischen Auslegung von optisch hochwertigen Organoblechbauteilen bereitzustellen. Die Arbeit umfasst:

- Untersuchungen zu material- und prozesstechnischen Parametern
- Eine analytische sowie eine FE-Modellbildung der Oberflächenausbildung samt Verifizierung
- Die Entwicklung eines Werkzeugkonzepts zur Verbesserung des isothermen Verarbeitungsprozesses

Die Untersuchung des Einflusses der textilen Gewebeparameter Faserdurchmesser und Maschenweite auf die Oberflächenwelligkeit von Organoblechen zeigen eine zunehmende Welligkeit mit steigendem Faserdurchmesser bzw. Maschenweite. Es wurde eine Grenzwelligkeit $W_{z25} = 0,5 \mu\text{m}$ ermittelt, ab der subjektiv keine Welligkeit mehr wahrgenommen wird. Im Prozessvergleich zwischen isothermer und variothermer Verarbeitung besitzen variotherm verarbeitete Organobleche eine um 40 – 50 % geringere Welligkeit. Dieser Effekt wird auf die geänderte thermische Prozessführung während der Abkühlphase zurückgeführt. Die Erkenntnisse wurden in einem analytischen Prozessmodell beschrieben, welches neben den thermischen Eigenschaften auch das rheologische Matrixverhalten berücksichtigt. Auf dem entwickelten Modell aufbauend wurde eine FE-Prozesssimulation entwickelt und an experimentellen Daten verifiziert. Das Modell ermöglicht die Vorhersage der Oberflächenwelligkeiten von Organoblechen variabler Laminatkonfiguration bei variothermer Verarbeitung und beschreibt zusätzlich das Verhalten der Organobleche unter ebener Scherung.

Um die oberflächenverbessernden Eigenschaften der variothermen Verarbeitung auch im isothermen Prozess nutzbar zu machen, wurde ein neuartiges Werkzeugkonzept entwickelt, welches die Prozessfenster über angepasste thermische Werkzeugeigenschaften gezielt einstellen kann. Neben einer verbesserten Bauteiloberfläche kann durch eine optimierte Prozessauslegung die Gesamtprozesszeit verkürzt und der Energiebedarf verringert werden.

Abstract

The use of continuous fiber-reinforced thermoplastic materials, so called organic sheets, offers great potential for industrial applications. However, the manufacturing of Class-A surfaces made of organic sheets for use in body parts is subject to some material - and process-inherent conditions, which so far prevent a low-cost operation. There is little scientific information about the influence of certain material- and process-specific parameters on the surface development of thermoplastic composites. Existing models are not fully capable of predicting the composite surface properties. In this work material- and process-specific influences on surface properties of continuous fiber-reinforced polycarbonate during thermoforming are examined and assessed.

Looking on the material parameters the selection of the matrix, the reinforcement as well as the near-surface laminate composition determines the component's surface. A polymer coating of some hundred micrometers significantly reduces the maximum waviness. Through the use of nonwoven fabrics, only a slight reduction in the waviness could be measured for the used GF/PC-organic sheets. However, the irregular arrangement of nonwoven fabrics leads to a reduced subjective perception of the fabric texture and a visually more homogeneous surface. The influence of fabric fiber diameter and mesh size could be evaluated through the use of steel wire fabrics instead of multi-filament fabrics. The used reinforcement strongly influences the expression of surface waviness. There is a direct proportionality between waviness and fiber diameter and mesh size, respectively. A steel wire fabric with a fiber diameter $d \leq 50 \mu\text{m}$ and a polymer surface layer with a thickness of $100 \mu\text{m}$ resulted in a maximum waviness $W_{z25} \leq 0,5 \mu\text{m}$ which cannot be perceived by the human eye anymore. This limit is consistent with the measured maximum waviness of a variothermic manufactured PC plate, which also has a maximum waviness $W_{z25} = 0.5 \mu\text{m}$. An increase in mesh size also leads to an increased mesh volume, which leads to higher shrinkage and therefore an increased waviness.

Variothermic processing with an inductively heated tool shows a significant dependence of surface properties and process parameters. An increase in the press pressure from 25 bar to 200 bar reduces the waviness to almost 50 %, with a concurrent decrease in the tensile strength of the organic sheets by 6 %. A

significant effect of the cooling rate could not be proven for a $\Delta T/t$ between 6 K / min and 46 K / min.

Furthermore, a process comparison between variothermal and isothermal processing was performed. If identical organic sheets are processed either isothermal or variothermal, a 40 – 50 % decrease in waviness can be measured for variothermal processed organic sheets depending on the laminate composition under otherwise comparable process conditions. Main reason for this phenomenon is the different thermal process control, which leads to longer process windows for variothermal thermoforming. To describe the behavior, an analytical process model was developed and successfully validated with experimental data. Additional to the thermal properties the model includes the rheological behavior of matrix material, therefore taking into account a compensating matrix flow which reduces a part of the thermally induced waviness during the thermoforming process at sufficiently long process windows. This effect is responsible for lower waviness values when processed variothermal compared with isothermal processing.

To predict the surface waviness and the rheological matrix behavior a functional, mesoscopic FE model was developed which can adequately reproduce plastic deformations of the matrix. The model supports the theory of compensating matrix flow during the production process and enables a prediction of the expected waviness depending on the textile parameter. This goal was achieved by modeling the matrix as a fluid and integrating a shear frame model in the unit cell.

Shear tests and simulations show that local increases in thickness of the organic sheets in the area of pure shearing arise mainly due to matrix squeeze out. Only at high shear angles roving interactions and therefore changes in cross sections contribute to the surface deformation. Additionally, an analytical approach to calculate the repressed matrix was derived and validated with experimental data.

The knowledge gained from these studies was used to develop a novel isothermal tool concept that allows extended thermoforming process windows by optimizing the thermal tool properties. Compared to a conventional steel tooling the process window could be increased by the factor of 14, which leads to better component surface properties. Together with an intelligent process design the surface

properties can be increased and at the same time the total process time can be shortened and energy costs reduced.

For each material composition exists an optimum process window, where the waviness, influenced by the forming process, is minimal. The optimum is reached when the compensating plastic of the matrix is possible to the no-flow-temperature of the polymer. A further extension of the process window leads to no further reduction of waviness. For the used GF/PC organic sheets the optimum process window is assumed to be between two to four seconds.

As the mechanical and surface properties of the tool influence the components optical properties, a study on tool stiffness and tool surface roughness was performed. The result of the tool stiffness study can be stated as: the higher the stiffness of the tool, the less the maximum waviness of the components. Structured tool surfaces significantly affect the perceived surface of organic sheets, as increased roughness causes a drop in the degree of gloss and structural perception of the human eye on matte surfaces is severely restricted. In extreme cases, the existing waviness cannot be perceived by the viewer. Following applies: the higher the tool-induced roughness, the weaker the characteristic surface texture. An increase in maximum tool surface roughness R_{z25} from 4.9 μm to 30.6 μm proportional increases the maximum roughness of the organic sheet. The surface results as a superposition of shrinkage-induced and tool-induced structure. While the waviness is only slightly modified by the roughness of the tool, the micro-structure of the tool surface is molded into the organic sheets. An average polymer layer thickness of 10-20 μm is sufficient for this purpose.

1 Einleitung und Zielsetzung

1.1 Motivation

Politik, Wirtschaft und Gesellschaft fordern nachhaltige, innovative und intelligente Lösungen für Materialien und Prozesse des 21. Jahrhunderts. Branchenübergreifend steht der Leichtbau mit faserverstärkten Kunststoffen für eine erfolgreiche Umsetzung dieser Ansprüche. So sind in großvolumigen Branchen wie der Automobilindustrie kurzfaserverstärkte Polymere in vielfältigen Anwendungen als technisch und ökonomisch vorteilhafte Lösung vertreten. Circa neun Prozent des Gesamtfahrzeuggewichts, was etwa 50 % des Fahrzeugvolumens entspricht, entfallen auf polymere Werkstoffe, wovon der größte Teil jedoch nicht faserverstärkt ist [1].

Der Einsatz endlosfaserverstärkter Bauteile in (semi-)strukturellen Anwendungen konnte sich trotz seines hohen Leichtbaupotentials auf Grund hoher Material- und Prozesskosten bisher nicht flächendeckend durchsetzen [2]. Es existieren vereinzelte Anwendungen in Kleinserienfahrzeugen, wie dem Dach des BMW M3, im Frontend des aktuellen Audi A8 oder der Sitzschale im Opel Astra OPC [3, 4]. Eine Studie des VDI aus dem Jahr 2014 hebt das Potential durch den Einsatz von endlosfaserverstärkten, thermoplastischen Halbzeugen, sogenannter Organobleche, für eine erfolgreichere Marktdurchdringung explizit hervor [5]. Durch die Herstellung ebener Halbzeuge und des schnellen, nachgeschalteten Thermoformverfahrens in Kombination mit einer automatisierten Prozesskette bieten Organobleche ein substantielles Kostensenkungspotential gegenüber duroplastischen Verfahren [6, 7]. Da circa 40 % des Fahrzeuggewichts auf die Karosserie entfallen, kann durch konsequenten Einsatz von Faser-Kunststoff-Verbunden das Fahrzeuggewicht um etwa 25 % reduziert werden [8].

Eine der größten technologischen Herausforderungen für den Einsatz von Organoblechen in der Karosserie besteht in der aufwendigen Lackierung, die für die Erreichung der hohen optischen Anforderungen für Class-A-Sichtbauteile nötig ist. Die Lackierung erzeugt dabei bis zu 40 % der Gesamtbauteilkosten und wird so zu einem wichtigen ökonomischen Entscheidungskriterium [9, 10]. Trotz des großen Potentials der Organoblechtechnologie laufen aktuell wenige Forschungsarbeiten zum Verständnis und zur Optimierung der optischen

Eigenschaften von Organoblechen während der Verarbeitung zum Bauteil. Zu den Einflüssen prozesstechnischer Neuentwicklungen wie der Kombination des Thermoformens und des Spritzgießens oder der Nutzung variothermer Werkzeugtechnologien liegen keine Erkenntnisse vor.

Die wesentliche Motivation dieser Arbeit liegt daher in der Analyse und Optimierung der material- sowie prozesseitigen Einflüsse auf die Oberflächeneigenschaften von Organoblechbauteilen während des Thermoformens, um die vorhandenen Potentiale für einen nachhaltigen, innovativen und ökonomischen Leichtbau in Sichtanwendungen nutzbar zu machen.

1.2 Zielsetzung

Mit dieser Arbeit soll dazu beigetragen werden, das nötige, tiefgehende Verständnis bei der material- und prozesstechnischen Auslegung von qualitativ hochwertigen Organoblechbauteilen bereitzustellen. Die Bauteiloberfläche wird dabei von einer Vielzahl von Faktoren beeinflusst. Zu den wesentlichen oberflächenbeeinflussenden Faktoren zählen:

- Matrix (teilkristallin / amorph)
- Verstärkung (Gewebe, Gelege, Gewebeaufbau, Wirrfaserstrukturen)
- Laminataufbau (speziell in Oberflächennähe)
- Art des Verarbeitungsverfahrens (isotherm / variotherm)
- Oberflächenbeschaffenheit und Steifigkeit der Presswerkzeuge
- Verarbeitungsparameter (Druck, Temperatur)
- Drapierung während der Formgebung

Aus der Motivation ein besseres Verständnis über die relevanten Parameter der Oberflächenausbildung von Organoblechen zu gewinnen, leitet sich der Aufbau der Arbeit ab (vgl. Abb. 1.1).

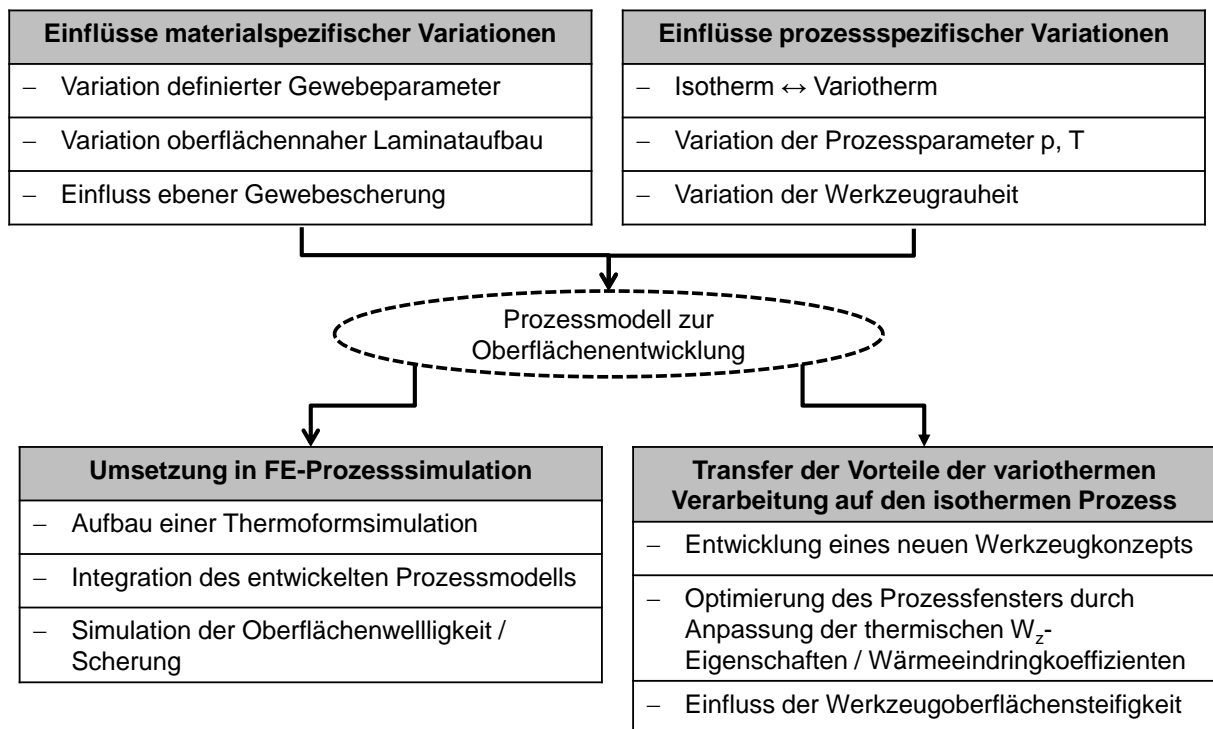


Abb. 1.1: Ziele (grau) und Inhalte (weiß) der Arbeit

Die dargestellten Inhalte gliedern sich im Wesentlichen in drei Gruppen.

Der erste Teil der Arbeit befasst sich mit der selektiven Untersuchung von material- und prozesstechnischen Parametern und deren Einfluss auf die Oberflächeneigenschaften von Organoblechen. Aufbauend auf den aktuellen wissenschaftlichen Erkenntnissen werden materialeitig die Einflüsse der Verstärkungsgewebeparameter, Faserdurchmesser und Maschenweite sowie oberflächennahe Variationen im Laminataufbau in Form matrixgleicher Deckschichten und Wirrfaservliesen analysiert. Der Einfluss der Prozessführung wird parallel auf einem isotherm beheizten Stahlwerkzeug mit Erwärmung der Organobleche in einem Infrarotstrahlerfeld sowie in einem induktiv beheizten variothermen Stahlwerkzeug evaluiert. Um Einflüsse dreidimensionaler Formgebung zu vermeiden, wird bewusst eine ebene Bauteilgeometrie gewählt. Da sich die relevanten Oberflächeneigenschaften in einer Größenordnung von einigen Mikrometern befinden, wird der Einfluss der Werkzeugoberfläche durch Variation der Oberflächenrauheiten anhand variothermer Laborwerkzeuge gezielt untersucht.

Im zweiten Teil der Arbeit wird aus den Erkenntnissen des ersten Abschnitts ein analytisches Prozessmodell zur Oberflächenausbildung von Faser-Kunststoff-

Verbunden entwickelt und anhand experimenteller Daten verifiziert. Um Oberflächeneigenschaften von Organoblechbauteilen unter vielfältigen Bedingungen gezielt vorhersagen zu können, wird eine FE-Prozesssimulation aufgebaut. In die Simulation werden das entwickelte Prozessmodell und zusätzlich ein ebenes Schermodell (Einfluss der Drapierung) integriert. Das FE-Modell wird anhand der experimentellen Ergebnisse von durchgeführten Scherversuchen sowie mittels unterschiedlichen Laminatkonfigurationen validiert.

Hinsichtlich der Oberflächeneigenschaften bietet der Einsatz einer variothermen Verarbeitung die homogeneren und ebeneren Oberflächen. Da das isotherme Thermoformen jedoch technologische Vorzüge bietet sowie den industriellen Standard darstellt, wird im dritten Teil der Arbeit ein Werkzeugkonzept entwickelt, das die technologischen Vorteile der variothermen Verarbeitung auch für das isotherme Thermoformen nutzbar macht. Dazu werden die thermischen Werkzeugeigenschaften in der Kontaktzone Werkzeug – Organoblech modifiziert sowie die Werkzeugsteifigkeit variiert, um die Einflüsse auf die Oberflächeneigenschaften zu ermitteln und zu bewerten.

2 Stand der Forschung

2.1 Endlosfaserverstärkte Thermoplaste

2.1.1 Allgemeines

Als kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste wird der Verbund aus kontinuierlichen, gerichteten Fasern und einer thermoplastischen Matrix bezeichnet, für die sich im umgangssprachlichen Gebrauch die Bezeichnung „Organoblech“ durchgesetzt hat. Es handelt sich dabei um Halbzeuge, die in einem oder mehreren Folgeprozessschritten zum fertigen Bauteil weiterverarbeitet werden. Ihre Eigenschaften können durch folgende Charakteristika beschrieben werden [11-13]:

- hohe gewichtsspezifische Steifigkeit / Festigkeit
- gutes Energieabsorptionsvermögen / gute Zähigkeit
- Korrosionsbeständigkeit
- Schweißbarkeit
- Recyclingfähigkeit
- Umformbarkeit

In Abhängigkeit des Einsatzgebietes kommen verschiedene Matrizes, angefangen bei den „Commodity“-Polymeren, im Wesentlichen PP, über die technischen Thermoplaste (PA, PET, PBT, PC) bis hin zu den Hochleistungsthermoplasten (PEEK, PPS) zum Einsatz. Die am häufigsten eingesetzten Verstärkungsfasern in polymeren Faserverbundwerkstoffen sind Glas- und Kohlenstofffasern. Neben diesen Fasern werden auch Synthetik-, Polymer- und Naturfasern eingesetzt [12, 14, 15]. Die Faserdurchmesser der verschiedenen Materialien liegen meist zwischen 6 – 15 μm (vgl. Abb. 2.1).

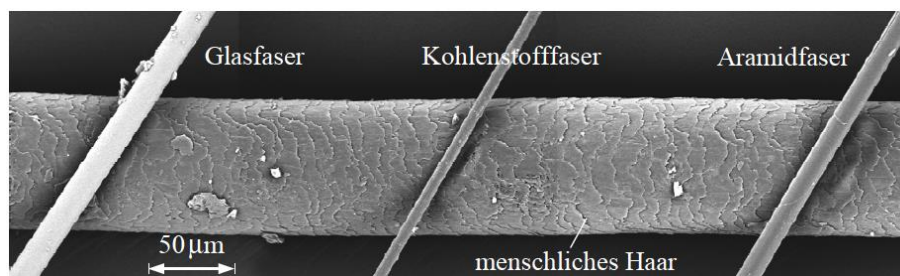


Abb. 2.1: Faserdurchmesser verschiedener Werkstoffe im Vergleich zu einem menschlichen Haar [11]

In einem Zwischenschritt werden die Fasern zu textilen Flächengebilden in Form von Gelegen oder Geweben verarbeitet. Auf Grund einer besseren Handhabbarkeit besteht die textile Faserverstärkung in Organoblechen gewöhnlich aus Geweben, auch wenn durch die Ondulation der Fasern ein Teil der theoretischen mechanischen Leistungsfähigkeit ungenutzt bleibt. Je nach verwendeter Verstärkung sind Faservolumenanteile V_f von 50 – 59 % möglich [16-18].

2.1.2 Rheologie thermoplastischer Polymere

Die Rheologie beschreibt allgemein das Verformungs- und Fließverhalten von Materie. Ideale Flüssigkeiten werden auch als newtonsche Flüssigkeiten bezeichnet und besitzen eine scherratenunabhängige konstante Viskosität. Die meisten Polymere weisen in allen Aggregatzuständen sowohl ein elastisches als auch viskoses Materialverhalten auf, weshalb sie als nichtideale viskoelastische Körper bezeichnet werden. Die Viskosität ist von zahlreichen Parametern, wie Temperatur, Druck, Scherrate, Molekulargewicht, chemischer Struktur sowie von Additiven abhängig. Durch ihren inneren Aufbau aus verschlauften Makromolekülen besitzt ein Großteil der Thermoplaste ein strukturviskoses Verhalten. Mit zunehmender Scherrate nimmt die Orientierung der Moleküle zu, was zu einem Abfall der Viskosität führt (vgl. Abb. 2.2). Der Viskositätsverlauf kann vereinfacht in einen quasi-newtonschen Bereich für kleine Scherraten und einen strukturviskosen Bereich unterteilt werden.

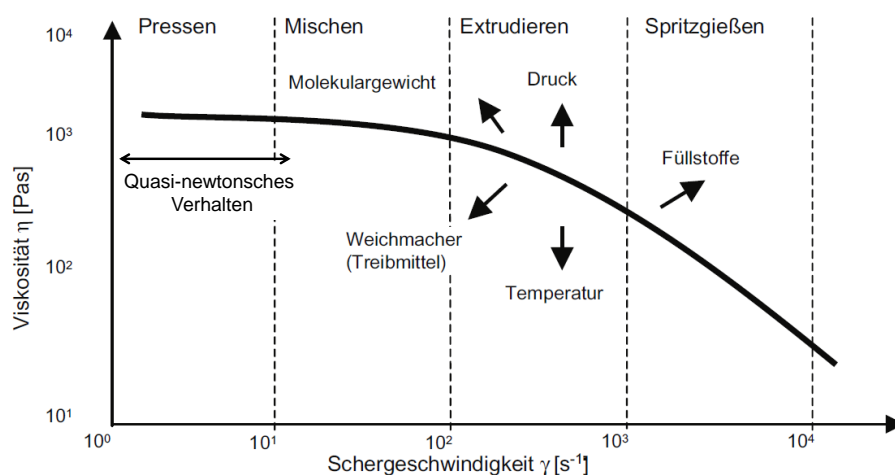


Abb. 2.2: Typischer Viskositätsverlauf über der Scherrate für Thermoplaste (in Anlehnung an [12])

In der Thermoplastverarbeitung spielen die rheologischen Eigenschaften der Matrix bei der Imprägnierung und der Verarbeitung sowie den dabei involvierten Deformationsprozessen eine entscheidende Rolle. Die Prozesse zur Verarbeitung von endlosfaserverstärkten Thermoplasten laufen üblicherweise bei kleinen Scherraten und flüssigem Aggregatzustand der Matrix im quasi-newtonschen Bereich ab.

Der temperaturabhängige Übergang aus dem glasförmigen Zustand wird durch die Glasübergangstemperatur T_g bestimmt, ab welchem die mikro-brownsche Molekül-bewegung erfolgt und thermoelastisches Verhalten vorliegt. Für teilkristalline Polymere existiert darüber hinaus eine Kristallitschmelztemperatur T_m , oberhalb der sich die Kristallite der Makromoleküle auflösen. Da für Formgebungsprozesse thermoplastisches Verhalten vorliegen muss, hat sich folgende Faustregel für die Verarbeitungstemperatur von amorphen Thermoplasten $T > T_g + 100 \text{ °C}$ und für teilkristalline Thermoplasten $T > T_m + 40 \text{ °C}$ etabliert [12].

2.1.3 Thermoplastische Halbzeugherstellung

Die Halbzeugherstellung lässt sich unter prozesstechnischen Gesichtspunkten in statische, semi-kontinuierliche und kontinuierliche Pressverfahren gliedern. Allen Verfahren gemein ist die Unterteilung in eine Imprägnierungs-, Konsolidierungs- und Solidifikationsphase (vgl. Abb. 2.3) [19]. Die Halbzeugeigenschaften werden durch die Eigenschaften der Edukte sowie den Verarbeitungsprozess bestimmt. Die Herausforderungen bei der Halbzeugherstellung können dabei im Kern auf die Imprägnierung der Faserstruktur mit dem Thermoplast eingegrenzt werden. Da die Verarbeitungsviskosität gegenüber duromeren Harzsystemen in der Regel um mindestens zwei Dekaden höher liegt, werden für die Herstellung verhältnismäßig hohe Drücke und Temperaturen benötigt. Die Prozesstemperatur wird dabei so gewählt, dass der Thermoplast vom festen in einen niedrigviskosen, fließfähigen Zustand überführt wird [20].

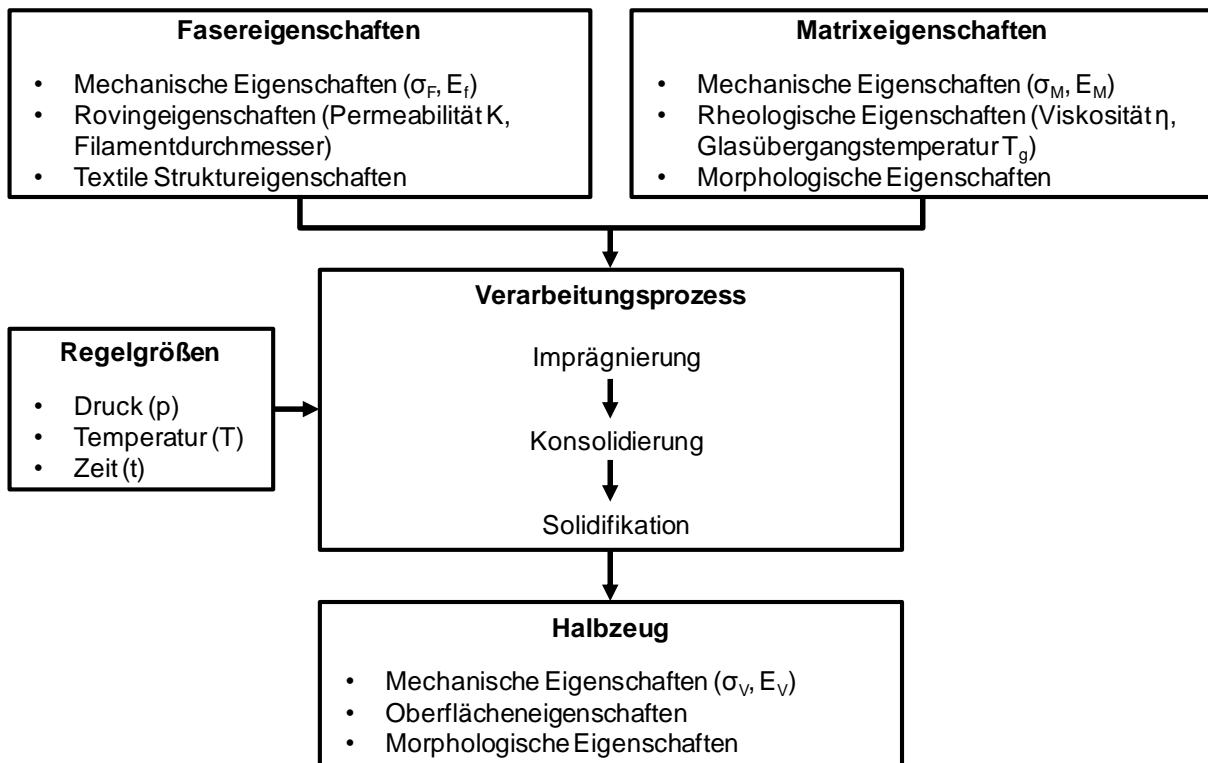


Abb. 2.3: Grundlegende Systemdarstellung der Halbzeugherstellung (In Anlehnung an [19])

Die Imprägnierung wird in die zwei Phasen Makro- und Mikroimprägnierung unterteilt (vgl. Abb. 2.4). Die Makroimprägnierung, das Umfließen der Rovings, ist innerhalb weniger Sekunden abgeschlossen. Die Mikroimprägnierung, das Umfließen der Einzelfilamente innerhalb der Rovings, nimmt wesentlich mehr Zeit in Anspruch und bestimmt die Dauer des Gesamtprozesszyklus. Der zeit- und damit kostenintensive Schritt der Imprägnierung ist einer der Gründe für die Trennung in Halbzeugfertigung und nachgelagertes Thermoformen [21].

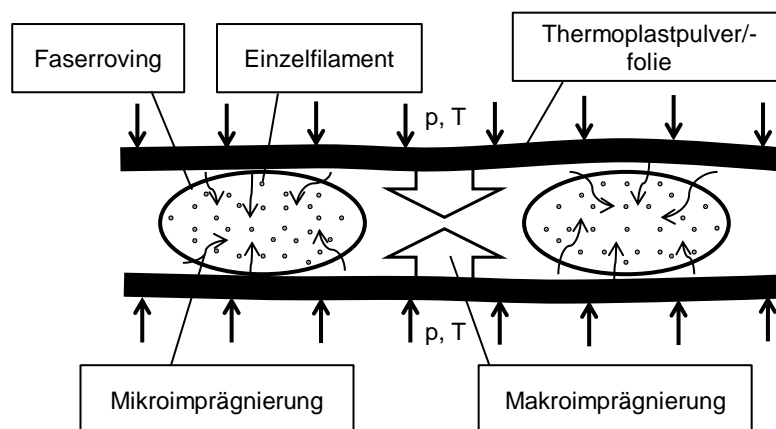


Abb. 2.4: Schematische Darstellung der Imprägnierungsphase mit den Prinzipien der Makro- und Mikroimprägnierung

Die sich lokal im Faserroving bei vollständiger Imprägnierung einstellenden Faservolumenanteile sind in der Literatur zwischen $V_{fi} = 70 - 75 \%$ beschrieben [20, 22].

Bestehende Imprägniermodelle verwenden als Basis häufig das Fließgesetz nach D'Arcy (vgl. Gl. (2.1)) [23]. Allgemein beschreibt es das Durchströmen eines porösen Mediums durch eine Flüssigkeit als eindimensionale Fließgeschwindigkeit v .

$$v = \frac{\dot{V}}{A} = -\frac{K \Delta p}{\eta \Delta h} \quad (2.1)$$

mit: v = Fluidgeschwindigkeit

\dot{V} = Volumenstrom

A = Angeströmte Fläche

K = Permeabilität des durchströmten Körpers

η = Dynamische Viskosität

$\frac{\Delta p}{\Delta h}$ = Druckgradient in Fließrichtung

Die Druck¹- und Temperaturabhängigkeit von Permeabilität und Viskosität während der Verarbeitung wurde in zahlreichen Arbeiten untersucht und muss bei der Berechnung berücksichtigt werden [20, 22, 24]. So wiesen Jespersen et al. nach, dass oberhalb eines Grenzdruckes die Imprägnierungsgeschwindigkeit durch die Rovingkompaktierung limitiert wird [22].

Im Anschluss an die Imprägnierung erfolgt die Konsolidierung der Halbzeuge unter Druck, was zu porenfreien Halbzeugen mit klar definierten Abmessungen / Eigenschaften führt. Die Abkühlung auf Raumtemperatur wird als Solidifikation bezeichnet, da die fließfähige Matrix bei Unterschreiten von T_g respektive T_m erstarrt. Während der Abkühlphase wird dementsprechend auch die Bauteiloberfläche eingefroren und damit festgelegt.

¹ Per Definition ist die Permeabilität druckunabhängig. Durch druckabhängige Kompaktierung entsteht streng genommen ein „neues“ zu durchströmendes Medium mit einer eigenen Permeabilität.

2.2 Verarbeitungstechnologien für thermoplastische Halbzeuge

Das Thermoformen ist ein Umformverfahren zur Weiterverarbeitung sowohl verstärkter als auch unverstärkter thermoplastischer Halbzeuge und gehört zu den Pressverfahren. Im Gegensatz zu den Tiefziehverfahren metallischer Werkstoffe und den Fließpressverfahren für GMT / LFT, bei denen die Formgebung über plastische Deformation stattfindet, erfolgt die dreidimensionale Formgebung beim Thermoformen von Organoblechen durch die Drapierung der Verstärkungsstruktur. Neben der Drapierbarkeit der trockenen Verstärkungsstruktur spielt bei der Umformbarkeit von Organoblechen der Einfluss der viskoelastischen thermoplastischen Matrix ebenfalls eine Rolle [25-27]. Obwohl grundlegende Unterschiede zwischen Metallen und Organoblechen bestehen, leiten sich die meisten der eingesetzten Verfahren von Prozessen der Metallverarbeitung bzw. von Verfahren zur duromeren Verarbeitung ab [28-30]. Allen Thermoformprozessen gemein sind die folgenden Prozessschritte [12, 31]:

- Erwärmen des Halbzeugs auf Umformtemperatur
- Formgebung mit Hilfe eines Thermoformwerkzeugs
- Abkühlung unter Formzwang
- Entformen des Formteils

Das in der Regel erforderliche Besäumen der Bauteile sowie die ggf. notwendige Anwendung von Fügeverfahren erfolgt meist in einem getrennten Prozess.

Die Erwärmung des Halbzeugs kann auf verschiedenen Wegen erfolgen. Tabelle 2.1 listet einige der gängigsten Aufheizverfahren mit ihren jeweiligen Vor- und Nachteilen auf.

Tabelle 2-1: Charakteristika gängiger Aufheizverfahren

	Kontakterwärmung	Umluft	Strahlung
Heizzeit	sehr kurz	lang	kurz
Adhäsionsproblematik	sehr hoch	sehr gering	sehr gering
Temperaturhomogenität im Halbzeug	sehr hoch	sehr hoch	mittel
Wirkungsgrad	sehr hoch	gering	hoch

Die der Erwärmung zugrunde liegenden physikalischen Effekte der Konduktion, Konvektion und Strahlung zeigen sich bei allen Verfahren in unterschiedlicher Gewichtung. Die Auswahl des geeignetsten Verfahrens hängt entsprechend von allen Randbedingungen der Prozessplanung ab, so dass eine allgemeingültige Empfehlung nicht gegeben werden kann. Beispielsweise birgt die Kontakterwärmung als schnellstes Verfahren bei vielen Materialkombinationen die Gefahr einer Anhaftung des Halbzeugs an der Heizvorrichtung [27, 32].

Auf Grund von Konvektion und Wärmestrahlung kommt es beim Transport des Halbzeugs in das Umformwerkzeug bei isothermer Verarbeitung zu relativ starken Wärmeverlusten. Der Transport muss daher möglichst schnell erfolgen, um ein zu starkes Abkühlen des Halbzeugs zu vermeiden [33].

Die Thermoformverfahren können in isotherme und variotherme Verfahren untergliedert werden. Die isothermen Verfahren bilden die Standardverfahren der Organoblechverarbeitung und beschreiben Prozesse bei denen isotherme Formwerkzeuge verwendet werden. Die Erwärmung der Halbzeuge samt Spannvorrichtung erfolgt in einer externen Heizeinrichtung, weswegen eine Kontakterwärmung aus genanntem Grund nicht in Frage kommt. Unter variothermer Verarbeitung werden alle Umformprozesse verstanden, bei denen das Halbzeug den kompletten thermischen Prozesszyklus innerhalb des Formwerkzeuges bzw. Teilen des Formwerkzeuges verweilt und sowohl Werkzeug als auch Halbzeug identische Temperaturzyklen besitzen. Die Aufheizung erfolgt somit durch Kontakterwärmung.

Neben der Herstellung vollständig imprägnierter Halbzeuge und deren nachgeschalteter Verarbeitung existieren verschiedene Ansätze für eine Prozesskettenverkürzung. Materialeitig kann das Halbzeug so modifiziert werden, dass beispielsweise eine Direktimprägnierung von Mischgarnen in der isothermen Verarbeitung [34] oder eine Direktimprägnierung endlosfaserverstärkter Prepregs bei der variothermen Verarbeitung [35] möglich wird. Ein weiterer Ansatz besteht in der Verarbeitung niedrigviskoser, polymerer Vorstufen und der in-situ-Polymerisation während des Verarbeitungsprozesses. Auf diese Weise lassen sich thermoplastische FKV, mit den ansonsten den duromeren Systemen vorbehaltenen Verarbeitungsverfahren wie beispielsweise dem Resin Transfer Molding (RTM-Verfahren), herstellen [36]. Eine prozesstechnische Möglichkeit der

Direktimprägnierung wurde durch Linn et al. untersucht, die durch konduktive Direktbeheizung der Verstärkungsstruktur mit anschließendem Spritzprägeprozess [37] eine effizientere Verarbeitung erreichen.

Im Folgenden werden die gebräuchlichsten Verarbeitungsverfahren flächiger Halbzeuge werden kurz dargestellt.

2.2.1 Isothermer Verarbeitungsprozess

Die Erwärmung des Halbzeugs erfolgt außerhalb des Werkzeugs. Infrarot- und Konvektionsheizsysteme bilden dabei den aktuellen Standard für die Erwärmung der Halbzeuge im isothermen Thermoformen. Für die isotherm beheizten Werkzeuge werden im industriellen Maßstab üblicherweise fluidische Temperierungen eingesetzt. Das auf Verarbeitungstemperatur erwärmte Halbzeug wird mit einem geeigneten Niederhaltersystem über die Werkzeugkavität befördert und durch Zusammenfahren von Patrize und Matrize durch Aufbringen eines externen Druckes in die Geometrie der Werkzeugkavität geformt. Da das Organoblech im fließfähigen Zustand dekonsolidiert vorliegt, erfolgt während des Umformens unter Druck eine erneute Konsolidierung sowie Solidifikation. Nach ausreichender Abkühlung wird das Bauteil dem Werkzeug entnommen und ggf. weiterverarbeitet (vgl. Abb. 2.5).

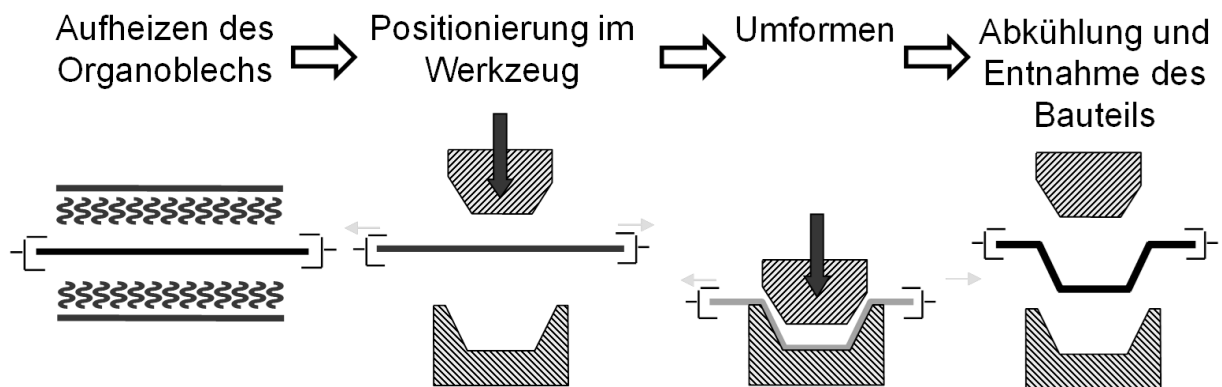


Abb. 2.5: Prozessschaubild des isothermen Thermoformens in vier Teilschritten

Bei der Stempelumformung mit Metallstempel bestehen Werkzeugpatrize und – matrize aus Metall welche mit einer schnell schließenden Presse verbunden sind (vgl. Abb. 2.6). Üblicherweise werden Werkzeugstähle oder Aluminium als Werkzeugmaterial verwendet [25, 38]. Um eine gleichmäßige Druckverteilung innerhalb der Kavität zu gewährleisten, müssen die Werkzeughälften sehr genau aufeinander abgestimmt sein. Bei starken Umformgraden können durch die

Scherung der Verstärkungsgewebe lokale Materialaufdickungen entstehen, so dass es notwendig wird, die Werkzeugkavität an die Halbzeugdeformation anzupassen. Mit Hilfe von Umformsimulationen können diese Aufdickungen vorab berechnet werden, um die Kosten und den Zeitbedarf zu reduzieren [39].

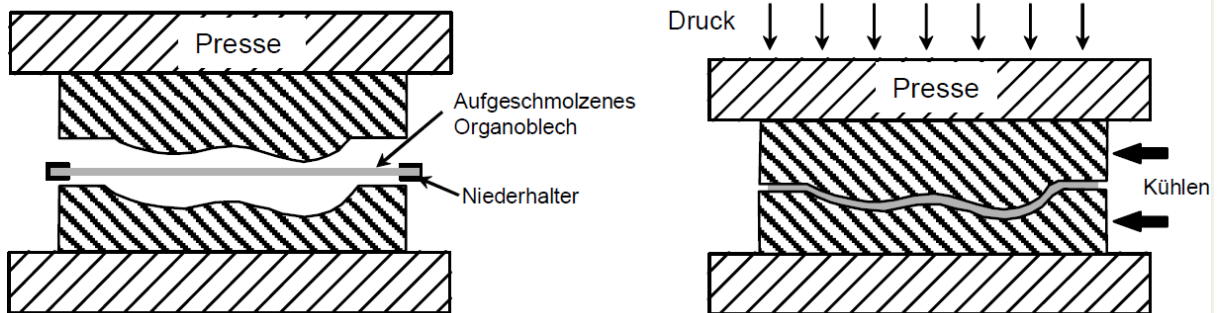


Abb. 2.6: Stempelumformung mit Metallstempel [40]

Daneben existiert die Variante des Thermoformens mit weich-elastischer Patrizie aus einem Elastomerblock. Gegenüber reinen Metallwerkzeugen ergeben sich bei Kleinserien ökonomische Vorteile durch geringere Werkzeugkosten bei reduzierter Standzeit der Werkzeuge [12, 41]. Die druckweiche Patrizie führt weiterhin zu einer gleichmäßigeren Druckverteilung auf das Bauteil und erlaubt leichte Hinterschneidungen. Durch den Einsatz von Silikonstempeln mit an die Bauteilgeometrie angepasster Form lassen sich Flächendruck und Standzeit gegenüber dem Einsatz von Elastomerblöcken weiter verbessern [38].

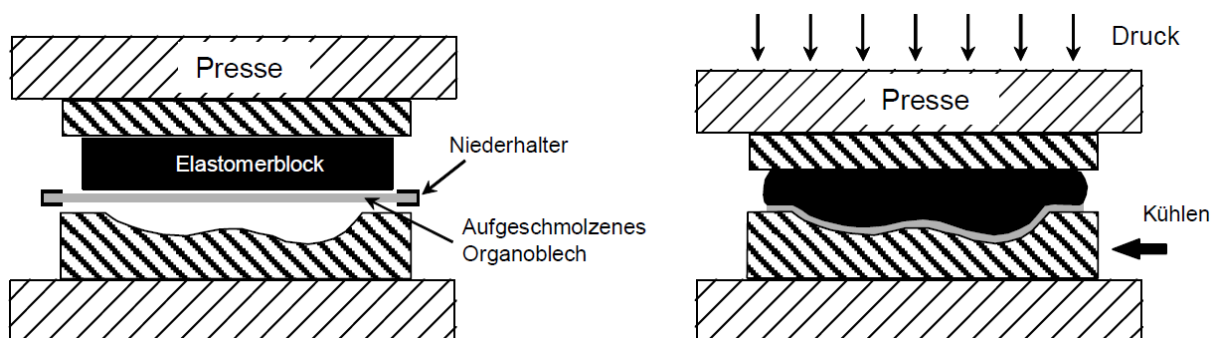


Abbildung 2.7: Thermoformen mit Elastomerblock [40]

Eines dem Umformen mit Elastomerblöcken artverwandtes Umformverfahren wird als Hydroformen bezeichnet. Die nötigen Umformkräfte werden dabei per Hydraulik über eine elastische Membran auf das Halbzeug übertragen [12, 25, 40].

Um Funktionalisierungen in Bauteile einzubinden und / oder die Bauteilkomplexität zu erhöhen, werden seit einigen Jahren Prozesskombinationen entwickelt und

teilweise in Serienanwendungen eingesetzt. Auf Grund der großen Marktakzeptanz des Spritzgießens besitzen die Kombinationen aus Thermoformen und Spritzguss die größte Relevanz [6, 42-44]. Weitere Optimierungen sind über Kombinationen des Thermoformens mit dem Fließpressen sowie über lokale, lastgerechte Verstärkungs-elemente durch das Tapelegen möglich [45].

2.2.2 Variothermer Verarbeitungsprozess

Die Vorteile der variothermen Thermoplastverarbeitung gegenüber der isothermen Verarbeitung liegen in den an die Werkstoffe angepassten Werkzeug- bzw. Prozess-temperaturen, die sich u.a. in folgenden Eigenschaften äußern:

- Exakte Abformung von Mikro- und Nanokonturen [46]
- Hervorragende Oberflächenbeschaffenheit
- Herstellung von geschäumten Bauteilen mit geschlossenen hochglänzenden Oberflächen
- Gezielte Beeinflussung des Kristallinitätsgrades bei der Verarbeitung teilkristalliner Polymere [47]
- Reduktion der Gesamtprozesskosten durch angepasste Prozessauslegung [35]

Da eine externe Halbzeugetwärmung entfällt, kommt der wirtschaftlichen Erwärmung der Werkzeuge ein hoher Stellenwert zu. Die verfügbaren Möglichkeiten der Werkzeugtemperierung sind vielfältig und können folgendermaßen klassifiziert werden:

- Fluidische Temperiersysteme auf Wasser- oder Ölbasis [48, 49]
- Induktive Beheizung [50-53]
- Resistive Beheizung [54, 55]
- Strahlungsbasierte Beheizung
 - o durch Mikrowellen [56, 57]
 - o durch Laserstrahlung [58]
 - o durch Infrarotstrahlung [49, 59-61]

Abb. 2.8 vergleicht exemplarisch die Heizleistung verschiedener Technologien anhand eines Temperatursprungs von 65 °C auf 125 °C an einer 16 cm²

Werkzeugoberfläche. In diesem Beispiel sind die induktive bzw. resistive Aufheizung (RHC) die effizientesten Verfahren [48].

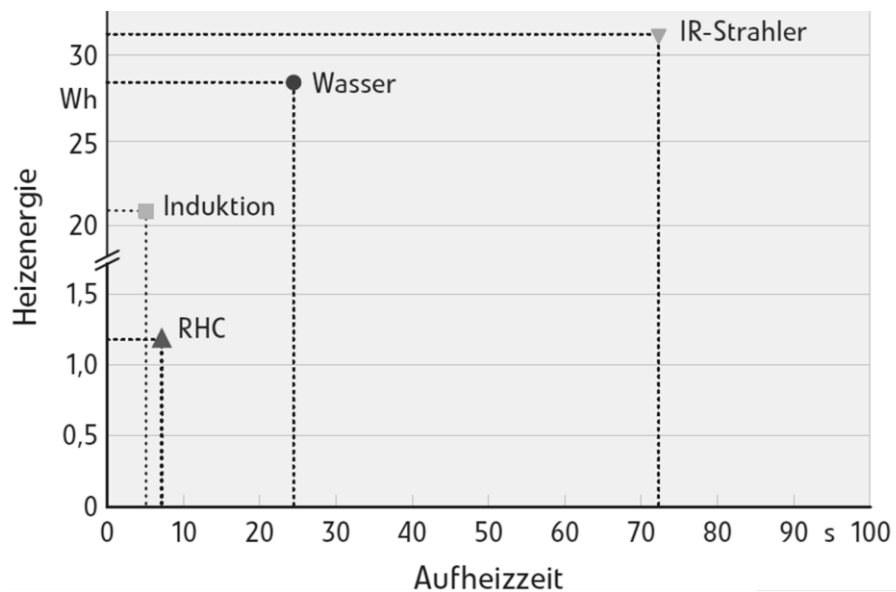


Abb. 2.8: Heizleistungsvergleich verschiedener Heiztechnologien anhand eines Temperatursprungs von 65 °C auf 125 °C an einer 16 cm² Werkzeugoberfläche [48]

Die Abkühlung der Systeme erfolgt in den meisten Fällen durch eine oberflächennahe Wasserkühlung. Einen guten Überblick zu variothermen Temperierungsmöglichkeiten gibt das Review von Yao et al. [55].

Die für die variotherme Verarbeitung von thermoplastischen FKV relevantesten Verfahren basieren auf fluidischen und induktiven Systemen. Zu den fluidisch beheizten Systemen zählen das Quicktemp[®]-Verfahren und das nicht-isotherme Diaphragmaformen. Beim Diaphragmaverfahren wird das Halbzeug zwischen zwei elastische Membranen (/ Diaphragmen) gespannt, evakuiert und der Aufbau extern erhitzt. Unter Aufbringung von Vakuum und / oder Druck wird das Halbzeugpaket in die Bauteilgeometrie geformt. Die Membranen erzeugen einen gleichmäßigen Druck und verringern die Faltenbildung und das Ausknicken von Faserbündeln [12]. Das Quicktemp-Konzept stellt eine Kombination des Imprägnierens und Umformens in einem Schritt dar, da mit kostengünstigeren Hybridgarngeweben gearbeitet wird. Es handelt sich um eine Variation des Stempelumformens mit Metallstempel unter Verwendung von Außen- und Innenformen. Die beiden Hälften der Außenform dienen als Energiespeicher und werden konstant auf hohem Temperaturniveau gehalten, während die

Innenformen, in die das Gewebe drapiert wird, nach der Imprägnierung auf Entformungstemperatur abgekühlt werden [12].

Entwicklungen zur Maximierung der Heiz- und Kühlraten verfolgen den Ansatz das zu temperierende Werkzeugvolumen zu minimieren. Im Quickstep-System werden hohe Heiz- und Kühlraten durch den kompletten Austausch einer Wärmeträgerflüssigkeit erreicht. Die thermisch aktive Masse besteht aus dünnen, flüssigkeitsgelagerten Werkzeugeinsätzen, mit denen gegenüber einem vergleichbaren Autoklavzyklus 90 % der Zykluszeit verkürzt werden können [62, 63].

Die Firma RocTool[®] entwickelte zwei verschiedene induktive Heiztechnologien. Das Cage System[®] verwendet außenliegende Induktoren die unter Ausnutzung des Skin-Effektes vorwiegend die Werkzeugoberfläche erwärmen. Durch die so geringe thermisch aktivierte Masse können Heizraten von bis zu 200 K/min erreicht werden. Durch den Einsatz einer Luft-Wasser-Kühlung sind Kühlraten von 150 K/min möglich. Anwendungen des Cage System[®] finden sich hauptsächlich in Resin-Transfer-Molding-Verfahren und dem Spritzguss [51-53, 64].

Die 3iTech[®] Technologie verwendet innenliegende Induktoren und wurde vor allem für presstechnische Werkzeuge mit Tauchkante entwickelt. Die elektrisch isolierten Induktoren werden oberflächennah in die Werkzeughälften integriert und erwärmen über Wärmeleitung die Werkzeugoberfläche. Die erzielbaren Heizraten unterscheiden sich nicht von denen des Cage System[®] nicht. Sie sind bei der 3iTech[®] Technologie durch die zusätzliche Wärmeleitung zur Oberfläche lediglich leicht verzögert [52, 64].

Die Machbarkeit der neuartigen Verfahren wurde an einigen Beispielen bereits gezeigt. In einer gemeinsamen Kooperation von Boeing, Ford, Vestas, Cytec, Temper, Steeplechase und Ajax-TOCCO wurde mit einer Variation der induktiven Erwärmung eine Rücksitzlehne auf PEKK-Basis hergestellt [65]. Aus GMT wurden mit Hilfe der CageSystem[®]-Technologie Class-A fähige Motorhauben hergestellt [66].

2.2.3 Formgebungsprozesse während der Verarbeitung thermoplastischer FKV
Allgemein spielen Formgebungsprozesse bei der Verarbeitung ebener Halbzeuge hin zu komplexen dreidimensionalen Strukturen eine wesentliche Rolle für eine

erfolgreiche Anwendung. Für die Charakterisierung der Umformbarkeit sind die Eigenschaften der betrachteten Verstärkungstextilien und die auftretenden Verformungsmechanismen von besonderer Bedeutung. Zu den Verformungsmechanismen innerhalb von Geweben gehören Fadendehnung, Fadenstreckung, Fadenverschiebung und Scherung (vgl. Abb. 2.9). Die Scherung hat hierbei den größten Einfluss auf den Formgebungsprozess.

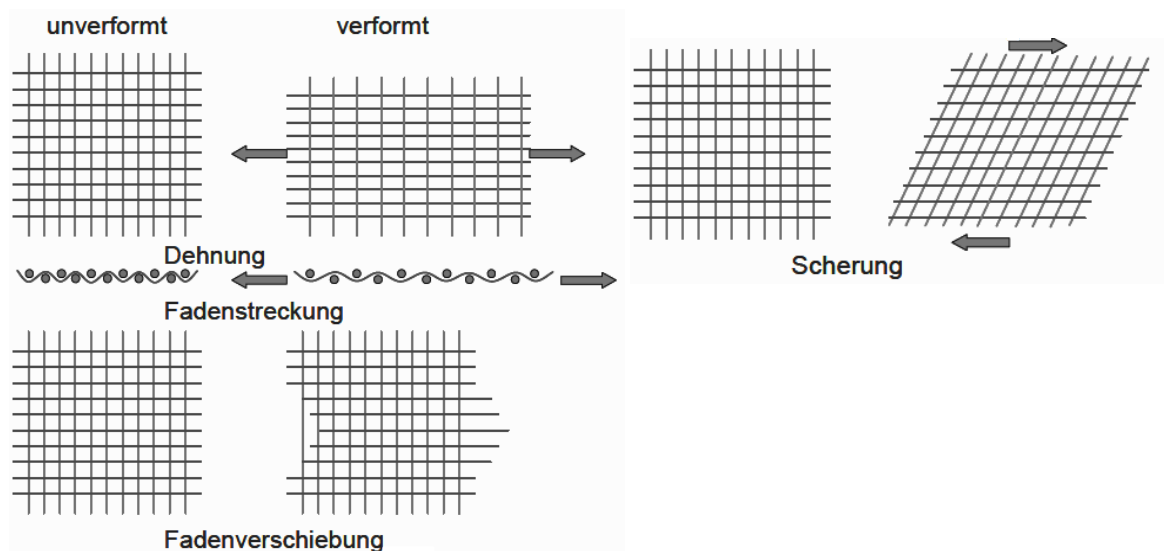


Abb. 2.9: Verformungsmechanismen in Geweben [67]

Zur Charakterisierung des Scherverhaltens von Geweben werden in der Regel der biaxiale Zugversuch und der Scherrahmenversuch eingesetzt. Im biaxialen Zugversuch wird ein Probekörper in $\pm 45^\circ$ Faserausrichtung auf Zug belastet. Dieser Versuch kann prinzipiell in jeder Zugprüfmaschine durchgeführt werden und ist ohne größere Vorbereitungen ausführbar. Er gehört daher zu den Standardtests zur Charakterisierung von Geweben. Aufgrund der $\pm 45^\circ$ Faserausrichtung bilden sich während des Versuchs unterschiedliche Scherzonen aus, wobei nur in einem Teilbereich der Probe eine reine Schubbelastung vorliegt [68, 69]. Im Scherrahmenversuch kann die Ausbildung unterschiedlicher Scherzonen vermieden werden. Dies bedarf jedoch einer komplexeren Vorbereitung der Proben und der eingesetzten Prüfmechanik.

Im Allgemeinen kann davon ausgegangen werden, dass die Faserrovings parallel bzw. orthogonal zu den Klemmen verlaufen. Unter der weiteren Annahme einer im ungesicherten Zustand quadratischen Scherfläche kann der Scherwinkel über die Traversenverschiebung folgendermaßen bestimmt werden [70, 71].

Reduktion der Reibungskräfte wird ein „Schmiereffekt“ der Matrix verantwortlich gemacht [69].

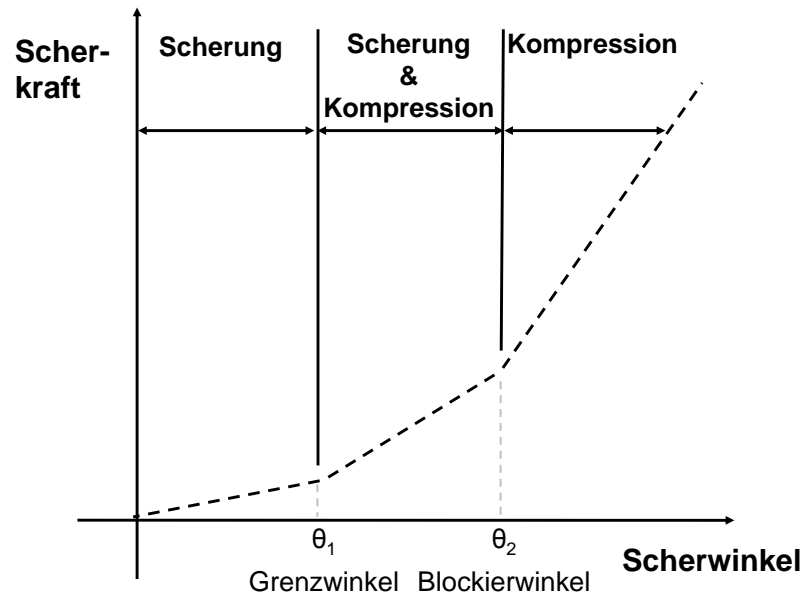


Abb. 2.11: Scherkraft über Scherwinkel-Beziehung von Geweben mit charakteristischen Deformationsbereichen

Generell stellen Reibungsvorgänge während der Formgebung eine wichtige Einflussgröße dar, die zu Abweichungen von der Soll-Geometrie und im Extremfall zu Faltenbildung führen können. Verschiedene Arbeitsgruppen untersuchten die Reibung zwischen Werkzeug und Halbzeug sowie in geringerem Umfang die interlaminare Reibung im Halbzeug selbst [77-79].

Während der Herstellung von FKV-Bauteilen sind die textilen Halbzeuge großen globalen wie lokalen Deformationen ausgesetzt, die Faserorientierung, Faservolumengehalt und Bauteildicke beeinflussen und so maßgeblich die Produktqualität bestimmen. Die Prozesssimulation ist dabei ein notwendiges Werkzeug, um kostengünstige und verlässliche Aussagen zum Materialverhalten während Formgebungsprozessen zu ermöglichen. Durch die Simulation der Faserorientierung lassen sich u.a. Fertigungsdefekte, wie z. B. Faltenbildung und richtungsabhängige mechanische Eigenschaften des Bauteils ermitteln. Grundsätzlich können Simulationsmodelle makro-, meso- und mikroskopisch aufgebaut sein und verfolgen dabei jeweils spezifische Ziele. Die geläufigste Variante bildet die makroskopische FE-Simulationen, die es erlaubt auf Bauteilebene Faserorientierungen anhand von Scherwinkelverteilungen

vorherzusagen. Daraus lassen sich beispielsweise verschnittarme Zuschnitte ableiten [43, 80-82].

Mesoskalige FE-Modelle bauen auf textilspezifischen Eigenheiten wie Garnparametern und Bindungstyp auf. Sie ermöglichen die Berechnung von Permeabilitäten, Vorhersagen zu möglichen Schäden und Oberflächeneigenschaften [83-85].

Ein Beispiel stellt das von Badel et al. entwickelte Einheitszellenmodell für eine Leinwandbindung dar, welches die Rovings als Solid-Elemente modelliert. Um das mechanische Verhalten der Rovings darzustellen, werden mit einem orthotropen, hyperelastischen Modell die unterschiedlichen Eigenschaften in Faserrichtung und senkrecht zu ihr beschrieben. Die Steifigkeit in Faserrichtung wird in einem Zugversuch an einem einzelnen Roving bestimmt. Die Steifigkeit senkrecht zur Faserrichtung wird in Abhängigkeit zur Kompaktierung des Rovings gesetzt. Weiterhin werden für eine möglichst realistische Darstellung des mechanischen Verhaltens die Biegesteifigkeit und die Schermoduli sehr gering gewählt. Die Querkontraktionen werden auf null gesetzt. Im Vergleich zu CT-Scans von gescherten Proben und den Ergebnissen aus den Schersimulationen ergeben sich gute Übereinstimmungen (vgl. Abb. 2.12) [86, 87].

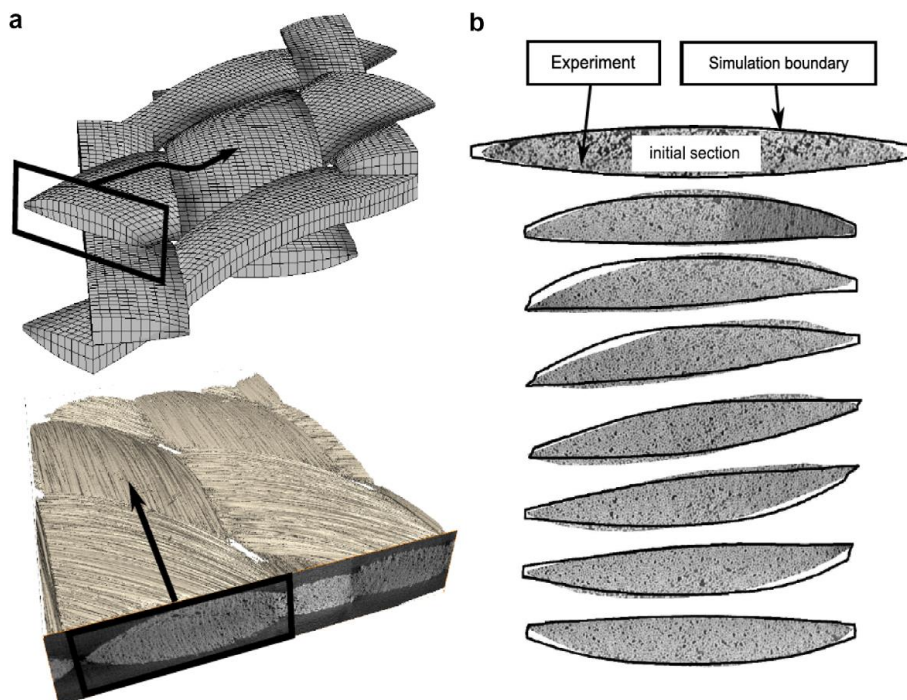


Abb. 2.12: Vergleich der Simulation mit CT-Scans a) gescherte Geometrie b) Auswahl einiger Rovingquerschnitte über die halbe Periode des Rovings [87]

Eine gute Übersicht zum Stand der Forschung im Bereich der Textildeformation kann dem Review von Gereke et al. entnommen werden [88].

2.3 Thermisches Verhalten des Halbzeugs

2.3.1 Grundlagen der Wärmeübertragung

Wärme bezeichnet eine Energie, die zwischen zwei thermodynamischen Systemen unterschiedlicher Temperatur auftritt und die ausschließlich wegen dieses Temperaturunterschiedes zwischen diesen Systemen übertragen wird. Nach dem 2. Hauptsatz der Thermodynamik geschieht diese Übertragung stets von Körpern höherer Temperatur zu solchen mit niedrigerer Temperatur. Die Temperatur kann nicht auf andere Grundgrößen zurückgeführt werden und muss somit eindeutig definiert werden. Nach dem 0. Hauptsatz der Thermodynamik haben zwei Körper dieselbe Temperatur, wenn sie sich im thermischen Gleichgewicht befinden, sich also bei Kontakt dieser zwei Körper keinerlei Zustandsänderungen in den Körpern einstellen.

Das Ziel der Wärmeübertragslehre ist es, Aussagen über die Geschwindigkeit und Intensität der Wärmeübertragung und deren Abhängigkeit vom Temperaturgefälle zu treffen [89]. Häufig werden drei Mechanismen für den Wärmetransport genannt: Wärmeleitung (vorwiegend in Festkörpern), Konvektion (durch Strömungen mitgeführte Wärme) und Wärmestrahlung (Infrarotstrahler, Sonnenwärme), wobei die Konvektion genau genommen ebenfalls zur Wärmeleitung gehört [89-92].

Generell kann zwischen stationären und instationären Problemstellungen unterschieden werden. Im Gegensatz zur stationären Wärmeleitung besteht bei der instationären Wärmeleitung eine Abhängigkeit von der Zeit, der Wärmetransport ist also nicht konstant. Es geht somit um Aufheiz- und Abkühlvorgänge sowie die Wärmespeicherung. Zur exakten Beschreibung dieser Vorgänge sind umfangreiche Berechnungen nötig. Es hat sich jedoch gezeigt, dass für die Praxis hinreichend genaue Ergebnisse bereits mit einer Reihe vereinfachender Annahmen gemacht werden können [90].

Als Wärmestrom \dot{Q} wird die Menge an Energie bezeichnet, die pro Zeiteinheit übertragen wird. Bezieht man diesen Wärmestrom auf die Fläche, durch die er

tritt, so erhält man die Wärmestromdichte \dot{q} . Sie ist proportional zur Wärmeleitfähigkeit und dem Temperaturgradienten des Materials. Der Gradient verläuft in Richtung höherer Temperaturen [89], somit ist die Wärmestromdichte dem Temperaturgradienten entgegengesetzt (Gl. (2.1)).

$$\dot{q} = -\lambda \cdot \nabla \vartheta = -\lambda \cdot \frac{d\vartheta}{dx} \quad (2.1)$$

mit \dot{q} = Wärmestromdichte [W/m²]

λ = Wärmeleitfähigkeit

ϑ = Temperatur

Die Wärmeleitfähigkeit λ gibt an, welchen Wärmestrom das Material bezogen auf die Materialdicke in Wärmestromrichtung und pro Grad Temperaturdifferenz übertragen kann.

$$\lambda = \frac{\dot{Q}}{\Delta x \cdot \Delta \vartheta} \quad (2.1)$$

Je nach Anwendungsfall kann eine niedrige oder hohe Wärmeleitfähigkeit erwünscht sein. Während für Isolationen niedrige Wärmeleitfähigkeiten vorteilhaft sind, besitzen Kühlkörper für elektronische Bauteile, die die entstehende Hitze zuverlässig abführen müssen, idealerweise eine hohe Wärmeleitfähigkeit [93].

Die Wärmeübergangszahl α ist für ebene Materialien mit konstanter Wärmeleitfähigkeit definiert als das Verhältnis von Wärmeleitfähigkeit λ zu Materialdicke s .

$$\alpha_w = \frac{\lambda}{m} \quad (2.1)$$

mit α_w = Wärmeübergangszahl

m = Wanddicke

Dieser Zusammenhang ist in Abb. 2.13 dargestellt. Auf der linken Seite der Wand liegt eine höhere Temperatur an als auf der rechten Seite ($\vartheta_1 > \vartheta_2$), folglich fließt ein Wärmestrom \dot{Q} und es stellt sich ein linearer Temperaturgradient in der Wand ein [93].

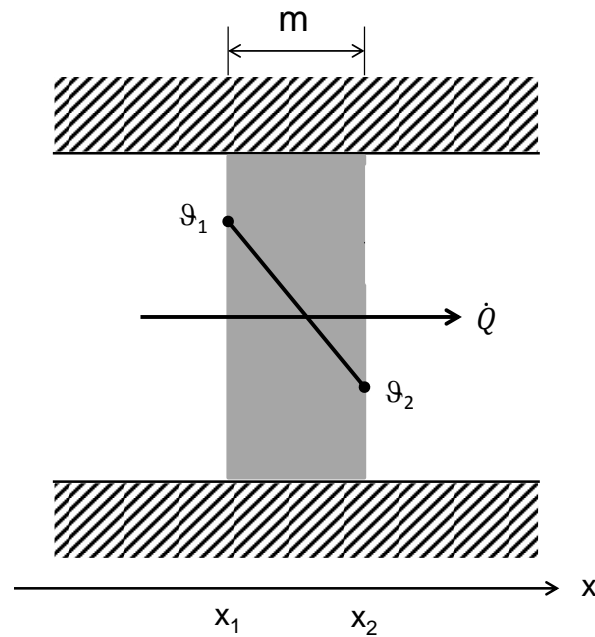


Abb. 2.13: Wärmeleitung in einer ebenen Wand (nach [93])

Der Wärmeeindringkoeffizient ξ gibt Aufschluss über die Geschwindigkeit, mit welcher ein Wärmestrom in ein Material eindringt [91]. Vereinfacht ausgedrückt, „fühlt“ sich ein Material umso kälter an, je größer sein Wärmeeindringkoeffizient ist.

$$\xi = \sqrt{\lambda \cdot \rho \cdot c} \quad (2.1)$$

mit: ξ = Wärmeeindringkoeffizient

ρ = Dichte

c = spezifische Wärmekapazität

Werden zwei Körper unterschiedlicher Temperatur in Kontakt gebracht, stellt sich zum Kontaktzeitpunkt die sogenannte Kontakttemperatur ϑ_K ein (vgl. Gl. (2.1)). Sie hängt von den jeweiligen Wärmeeindringkoeffizienten sowie den Temperaturen der beiden Körper ab.

$$\vartheta_{K,1-2} = \frac{\vartheta_2 + \left(\frac{\xi_1}{\xi_2}\right) \cdot \vartheta_1}{1 + \left(\frac{\xi_1}{\xi_2}\right)} \quad (2.1)$$

Die Indizes 1 und 2 stehen für den Körper mit der höheren (1) bzw. niedrigeren (2) Temperatur [93].

Für instationäre Wärmeleitungsvorgänge ist des Weiteren die Temperaturleitfähigkeit A_T eines Materials von Bedeutung. Sie ist definiert als der Quotient aus Wärmeleitfähigkeit und dem Produkt aus Dichte und spezifischer Wärmekapazität des Stoffes und ist allein verantwortlich für den zeitlichen Verlauf einer Abkühlung oder Aufheizung [90, 93].

$$A_T = \frac{\lambda}{\rho \cdot c} \quad (2.1)$$

mit: A_T = Temperaturleitfähigkeit

Die Lösung instationärer Wärmeleitungsvorgänge ist im Allgemeinen nur numerisch möglich. Für einfache Geometrien existieren jedoch in Form von Fourierreihen Lösungen für eindimensionale Temperaturfelder. Da die Berechnung der Reihen mit hohem Zeitaufwand verbunden ist, existieren für die ebene Platte, den Kreiszyylinder und die Kugel spezielle Lösungen.

2.3.2 Abkühlvorgang eines Organoblechs während isothermer Verarbeitung

Der Abkühlvorgang der Organobleche beim isothermen Thermoformen beginnt bereits mit dem Abtransport des Organobleches aus der Heizvorrichtung. Im Folgenden wird nur die Abkühlung im Werkzeug betrachtet. Diese beginnt mit dem ersten Kontakt zwischen Werkzeug und Organoblech. Um eine zu schnelle Erkaltung werkzeugnaher Laminatschichten zu verhindern, werden metallische Werkzeuge beheizt. Auf Grund der kurzen Zeitfenster während der Umformung werden meist nur vollständig imprägnierte Halbzeuge genutzt. Es wird davon ausgegangen, dass eine weitere Imprägnierung im Umformprozess nicht stattfindet [25, 34].

Thomann und Ermanni untersuchten die Imprägnierqualität verschiedener Hybridgarne aus Kohlenstoff- und Polymerfasern bei der Direktverarbeitung, also der Imprägnierung und Formgebung in einem Prozessschritt. Um das Zeitfenster der Imprägnierung zu verlängern, installierten sie 4 mm starke PTFE-Platten auf die Aluminiumwerkzeugoberfläche, um eine Imprägnierung zu ermöglichen. Der im Vergleich zu Aluminium niedrigere Wärmeindringkoeffizient des PTFE führte zu einer Verdreifachung der Abkühlzeit [34]. Der Einfluss des Wärmeübergangs bei der Verarbeitung ist dabei Inhalt zahlreicher Veröffentlichungen. Hwang und Tucker untersuchten die Abkühlung von Organoblechen in einem asymmetrisch

gekühlten Stahlwerkzeug experimentell und mittels FE-Simulation. Die gute Übereinstimmung der Simulation mit experimentellen Befunden wird auf die hohe Wärmeleitfähigkeit des Stahlwerkzeuges zurückgeführt, die zu einem sehr viel höheren Temperaturgradienten in Dickenrichtung des Laminates als in dessen Ebene führt. Die zeitliche Abhängigkeit wärmeübertragungsrelevanter Größen wird als großer Einflussfaktor auf die Güte der Simulation benannt [94]. Collins et al. betonen den Einfluss der Wärmeübertragung, die beim druckluftunterstützten Stempelumformen bereits bei Kontakt des Stempels mit der umzuformenden Folie auftritt. Durch das Abkühlen am Stempel erhöht sich die Steifigkeit des Polymers, was sich auf das Umformverhalten beim endgültigen Ausformen auswirkt [95]. Die Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten ist Gegenstand zahlreicher Veröffentlichungen. Nguyen-Chung et al. [96] untersuchten den Einfluss des Wärmeübergangskoeffizienten beim Mikrospritzgießen. Aufgrund nicht-idealen Kontaktes und daher nicht-idealer Wärmeübertragung zwischen Polymerschmelze und Werkzeugwand kommt es zu einem Temperatursprung. Bendada et al. [97] und Savija et al. [98] betonen den großen Einfluss der sich einstellenden Oberflächentopographie beim Abkühlen auf den Wärmeübergangskoeffizienten. Durch thermisch bedingten Schrumpf kommt es zur Trennung von Werkzeugwand und Polymer und einem Anstieg des thermischen Leitwiderstandes, der als Kehrwert des Wärmeübergangskoeffizienten definiert ist. Es existieren analytische Modelle zur Berechnung der Wärmeleitfähigkeit in Dickenrichtung. Ning und Chou berechnen variierende Wärmeleitfähigkeiten für verschiedene Gewebetypen in Abhängigkeit des Faservolumengehaltes, hervorgerufen durch unterschiedliche Kontaktflächen zwischen Halbzeug und Werkzeugoberfläche [99].

2.4 Die Organoblechoberfläche

Im folgenden Unterkapitel werden die Grundlagen der Klassifizierung und Charakterisierung von technischen Oberflächen im Allgemeinen und von FKV im Speziellen beschrieben. Weiterhin werden neben den grundsätzlichen Oberflächen-eigenschaften von FKV der aktuelle Stand von Technik und Forschung im Bereich hochqualitativer FKV-Oberflächen auf technologischer sowie simulativer Ebene dargestellt.

2.4.1 Geometrischen Eigenschaften von Oberflächen

Eine Werkstückoberfläche ist nach DIN EN ISO 4287 definiert als „Oberfläche, die den Körper begrenzt und ihn von dem umgebenden Medium trennt“ [100]. Das Erscheinungsbild einer Oberfläche setzt sich aus einer Vielzahl an optischen und physiologischen Effekten zusammen und wird allgemein durch seinen Farbeindruck sowie sein Glanzvermögen charakterisiert (vgl. Abb. 2.14). Die Farbe ergibt sich durch die charakteristische Absorption bestimmter Wellenlängenbereiche des sichtbaren Lichts vor allem in den oberflächennahen Schichten der Werkstücke, wie z.B. einer Lackierung. Die Beschaffenheit des darunterliegenden Substrats wirkt sich ebenfalls auf die Farbgebung aus [101].

Das Glanzvermögen beschreibt die Fähigkeit einer Oberfläche auftreffendes Licht gerichtet zu reflektieren. Der Glanz hängt dabei von Materialtyp, der Oberflächenrauheit und der Art der Beleuchtung ab. Der menschliche Betrachter kann bei der Betrachtung einer Oberfläche entweder die Oberfläche selbst oder das an der Werkstückoberfläche reflektierte Spiegelbild betrachten. Bei Betrachtung der Oberfläche werden Form und Größe sichtbarer Strukturen wahrgenommen. Das menschliche Auge besitzt ein lichtstärken- und positionsabhängiges Auflösungsvermögen von ca. 35 Linienpaaren in einem Sehwinkel von 1° [102-104]. Übertragen auf einen Betrachtungsabstand von 0,5 m lassen sich Oberflächenstrukturen mit einer minimalen Wellenlänge $\lambda = 0,1$ mm auflösen. Kürzere Wellenlängen bewirken eine Glanzminderung. Zur Charakterisierung der Welligkeit bei naher und ferner Betrachtung kann eine Klassifizierung in kurzwellige Bereiche ($0,1 \text{ mm} < \lambda < 1,0 \text{ mm}$) und langwellige Bereiche ($1,0 \text{ mm} < \lambda < 30 \text{ mm}$) vorgenommen werden [105]. Die Amplitude der Oberflächenstrukturen technischer Bauteile liegt oft im Bereich von wenigen Mikrometern und somit unter dem Auflösungsvermögen des menschlichen Auges. Das durch die Welligkeit hervorgerufene Hell-Dunkel-Muster wird vom System Auge / Gehirn allerdings als dreidimensionale Textur interpretiert.

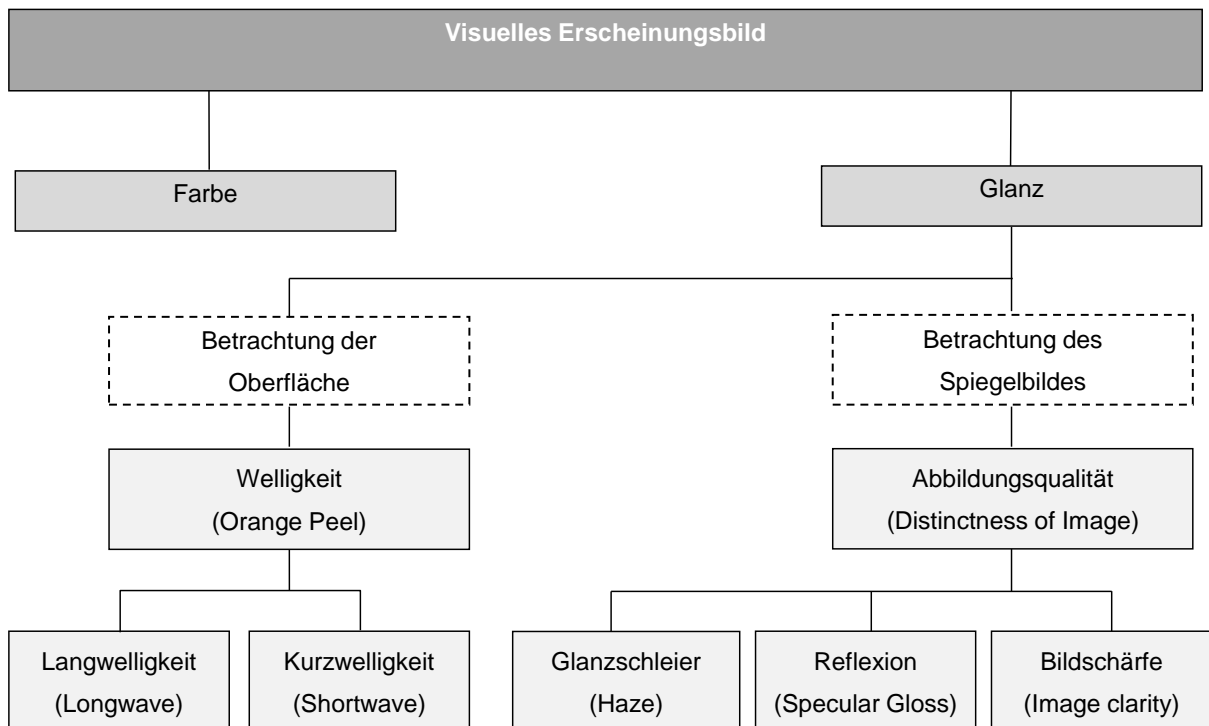
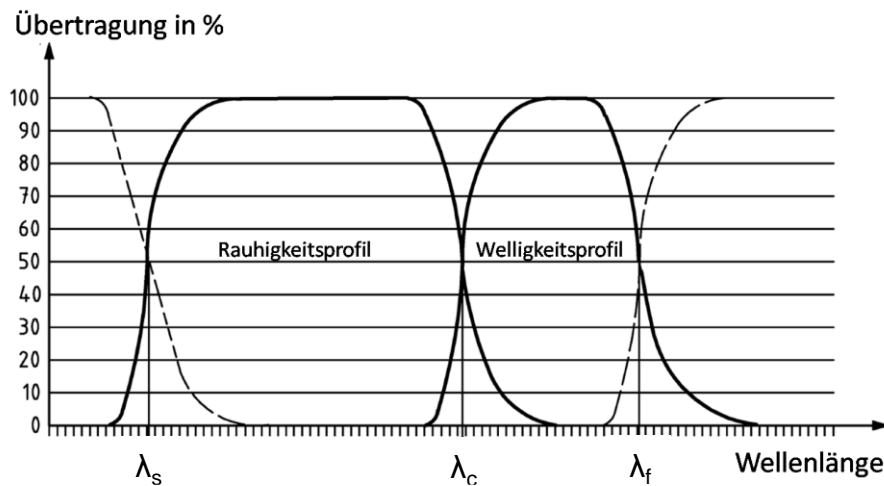


Abb. 2.14: Faktoren der visuellen Wahrnehmung von Oberflächen

Technische Oberflächen werden über ihr Oberflächenprofil charakterisiert, welches entweder durch taktile oder berührungslose Messverfahren bestimmt wird. Je nach verwendetem Messverfahren können sich die Ist-Oberflächen ein und desselben Körpers unterscheiden [106]. Um eine objektive Bewertung von Oberflächen zu ermöglichen, werden auf das ermittelte Primärprofil definierte Filtercharakteristiken angewendet, die es in Abhängigkeit der Grenzwellenlänge in ein Rauheits- und ein Welligkeitsprofil unterteilen (vgl. Abb. 2.15) [107]. Es wird, bezogen auf Primär-, Rauheits- und Welligkeitsprofil, von P-, R- und W-Kenngrößen gesprochen. Alle Profilkenngrößen sind nach DIN EN ISO 4287 an der Einzelmessstrecke definiert und werden daher zunächst an dieser berechnet. Wenn nicht anders angegeben, ergibt sich der Wert einer Profilkenngröße durch Mittelung der Einzelergebnisse von direkt hintereinander liegenden Einzelmessstrecken.



- mit
- λ_s : Grenzwellenlänge, die Rauheit von Anteilen mit noch kürzeren Wellenlängen auf der Oberfläche trennt
 - λ_c : Grenzwellenlänge, die Rauheit von Welligkeit trennt
 - λ_f : Grenzwellenlänge, die Welligkeit von Anteilen mit noch längeren Wellenlängen auf der Oberfläche trennt

Abb. 2.15: Übertragungscharakteristik für das Rauheits- und Welligkeitsprofil [100]

Alle realen Werkstückoberflächen (Ist-Oberflächen) weichen von ihrer idealen Form (Soll-Oberfläche) ab. Diese Abweichungen werden in DIN 4760 in sechs Kategorien unterteilt (vgl. Abb. 2.16). Die Gestaltabweichung 5. und 6. Ordnung beziehen sich auf Gefügestruktur und Gitteraufbau und besitzen für Faserverbundwerkstoffe üblicherweise keine Relevanz [106].

1. Ordnung: Formabweichung



2. Ordnung: Welligkeit



3. Ordnung: Rauheit



4. Ordnung: Rauheit



Abb. 2.16: Gestaltabweichungen 1. - 4. Ordnung [106]

Die zur Oberflächenbeurteilung von Faserverbundmaterialien relevanten Kenngrößen sind der Mittenrauhwert R_a , die gemittelte Rauhtiefe R_z sowie die äquivalenten Welligkeitskenngrößen W_a und W_z (vgl. Abb. 2.17).

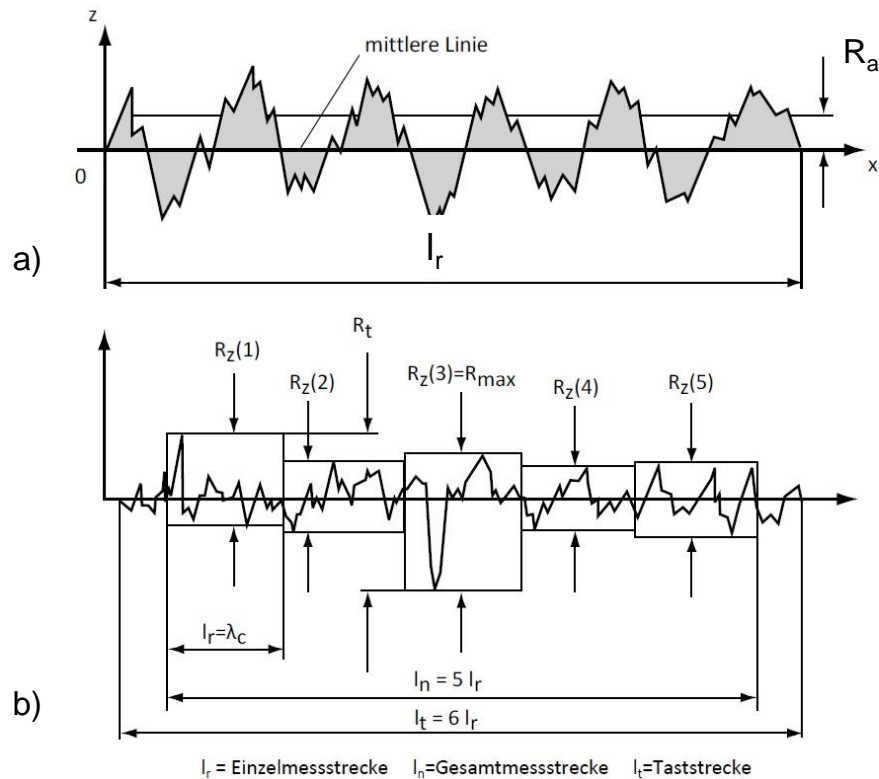


Abb. 2.17: a) Definition der Mittenrauhheit R_a , b) Definition der Rauhtiefe bzw. maximalen Rauheit R_z

Die arithmetischen Mittelwerte R_a bzw. W_a ergeben sich nach

$$R_a = \frac{1}{l_r} \int_0^{l_r} |z(x)| dx \text{ bzw.} \quad (2.1)$$

$$W_a = \frac{1}{l_w} \int_0^{l_w} |z(x)| dx \quad (2.2)$$

Die gemittelte Rauhtiefe R_z bzw. die gemittelte Welligkeitstiefe W_z entspricht dem arithmetischen Mittelwert der maximalen Profilhöhe zwischen Profiltal und Profilspitze einer Messstrecke. Die gemittelte Welligkeitstiefe W_z wird in dieser Arbeit als maximale Welligkeit W_z bezeichnet (vgl. Abb. 2.18). Abweichend von der Definition der maximalen Welligkeit W_z bzw. der gemittelten Rauhtiefe R_z aus DIN ISO 4287 existieren darüber hinaus die Kennwerte W_{z25} bzw. R_{z25} . Sie beschreiben ebenso die maximale Welligkeit bzw. Rauheit einer Oberfläche, werden allerdings nicht entlang einer Messstrecke ermittelt, sondern aus der

Mittelung von 5 x 5 gleichen Feldern einer Messfläche errechnet, wodurch eventuell vorhandene Anisotropieeffekte des untersuchten Materials reduziert werden.

An der Oberfläche von kontinuierlich faserverstärkten Verbundwerkstoffen entstehen durch die gerichtete Struktur der Verstärkungsfasern sich periodisch wiederholende und vom menschlichen Auge als Welligkeit wahrnehmbare Oberflächenstrukturen. Ein großer Teil der veröffentlichten Literatur verwendet zur Oberflächen-charakterisierung von FKV ausschließlich Rauheitskennwerte [108-110]. Auf Grund der periodischen Struktur der FKV-Oberflächen wird in dieser Arbeit jedoch die maximale Welligkeit W_z bzw. W_{z25} verwendet. Bei der durch die textile Verstärkung induzierte Periodizität der Oberflächenstruktur handelt es sich nach DIN ISO um eine Welligkeit und nicht um eine Rauheit [106]. Die Welligkeitsparameter W_z bzw. W_{z25} eignen sich entsprechend besser zur Charakterisierung der Oberflächeneigenschaften (vgl. Abb. 2.18).

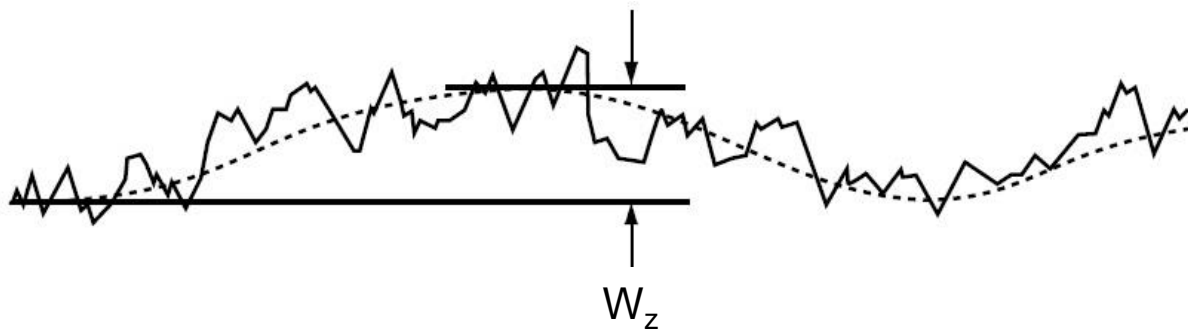


Abb. 2.18: Maximale Welligkeit W_z eines Oberflächenprofils

2.4.2 Definition der „Class-A-Oberflächenqualität“

Aus der Automobilindustrie kommend, wurde für Bauteile mit höchsten Ansprüchen an die Oberflächenqualität der Begriff „Class-A“ geprägt. Eine allgemeingültige Definition des Begriffes existiert jedoch aus vielfältigen Gründen nicht. Die Qualitätsanforderungen variieren je nach:

- Markt (Kontinent)
- Marken- bzw. Firmenphilosophie (Qualitätsanspruch)
- Fahrzeugklasse (Typensegment, PKW / NFZ)
- Anordnung / Sichtbarkeit
- Bewertungsmethoden [104, 111].

Trotz der genannten Unterschiede gelten die Oberflächenanforderungen für Class-A-Bauteile als erfüllt, wenn seine Oberflächenerscheinung der eines angrenzenden lackierten Bauteils aus konventionellem Stahlblech gleicht [18, 104].

Da der Class-A-Begriff zunehmend auch in anderen Branchen Anwendung findet, sollte an einer Objektivierung des Begriffes gearbeitet werden. Neben der klassischen subjektiven Oberflächenbeurteilung durch qualifiziertes Personal existieren verschiedene Charakterisierungsmethoden.

2.4.3 Messverfahren zur Oberflächenbeurteilung

Um eine objektive wiederholbare Charakterisierung von Oberflächen zu ermöglichen, existieren eine Reihe von Verfahren.

Eines der ältesten Verfahren ist das Tastschnittverfahren zur Bestimmung von Rauheits- und Welligkeitskenngrößen. Es zählt zu den taktilen Verfahren und verwendet eine geometrisch genau definierte Tastnadel, die das Oberflächenprofil anhand von Linienscans unabhängig vom Glanzgrad darstellt [100, 112]. Durch den endlichen Radius der Tastspitze können feine Unebenheiten, steile Stufen und andere Oberflächeneigenheiten nur begrenzt aufgelöst werden. Zudem kann das Profil durch die Messung selbst beeinflusst werden und durch die eingesetzte Mechanik sind die erzielbaren Prüfgeschwindigkeiten verglichen mit berührungslosen Messverfahren klein.

Im Bereich der berührungslosen Messung existieren zahlreiche Verfahren, die das Reflexionsvermögen der Oberfläche ausnutzen und anhand von Intensitätsschwankungen oder Verzerrungen der Reflexion ein Oberflächenabbild erstellen. Eines der gängigsten Verfahren ist die Weißlichtprofilometrie, welches auf dem Prinzip der chromatischen Abstandsmessung beruht. Die Substratoberfläche wird dabei mit weißem Licht abgerastert, welches durch einen Messkopf mit starker wellenlängenabhängiger Brennweite auf der Oberfläche fokussiert wird. Das reflektierte Lichtspektrum zeigt einen Peak, aus dem die Lage des Fokuspunktes und somit die Position der Oberfläche ermittelt wird. Durch dieses Prinzip ist der Sensor auf praktisch allen Oberflächen, von hochreflektierenden Spiegelflächen bis zu mattschwarzen Kunststoffen, einsetzbar

(vgl. Abb. 2.19). Die theoretische optische Auflösungsgrenze in Höhenrichtung liegt bei 0,1 nm [113, 114].

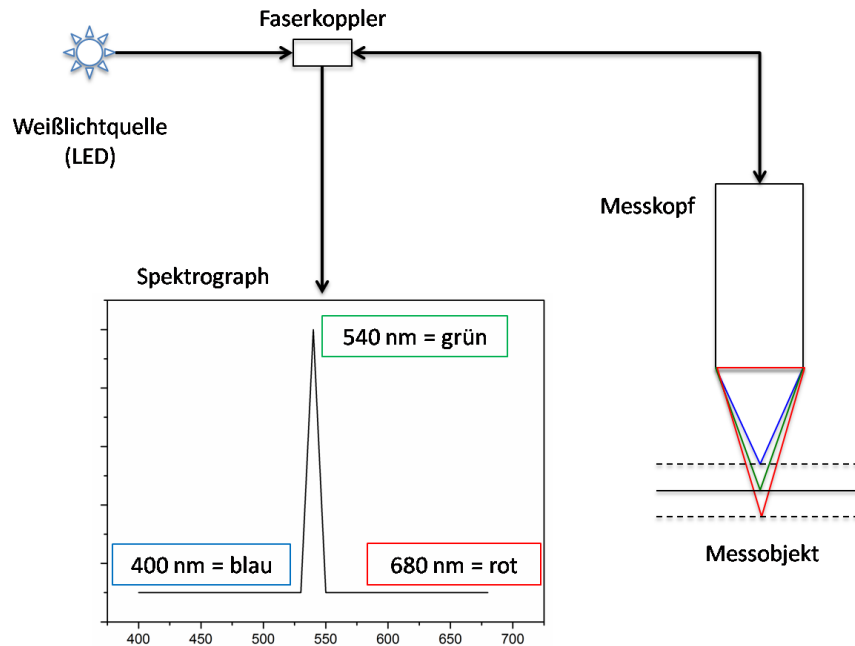


Abb. 2.19: Schematisches Messprinzip eines chromatischen Weißlichtsensors [114]

In automobilen Anwendungen hat sich das von der Firma Byk-Gardner entwickelte Messgerät wave-scan dual zur objektiven Bewertung durchgesetzt. Das Prinzip beruht auf der Auswertung der Intensität eines an der Bauteiloberfläche reflektierten Lichtstrahls. Klassisch wurden aus den Messwerten Kurz- und Langwelligkeiten errechnet. Aktuelle Generationen teilen und erweitern den Messbereich in fünf Wellenlängenbereiche (vgl. Abb. 2.20).

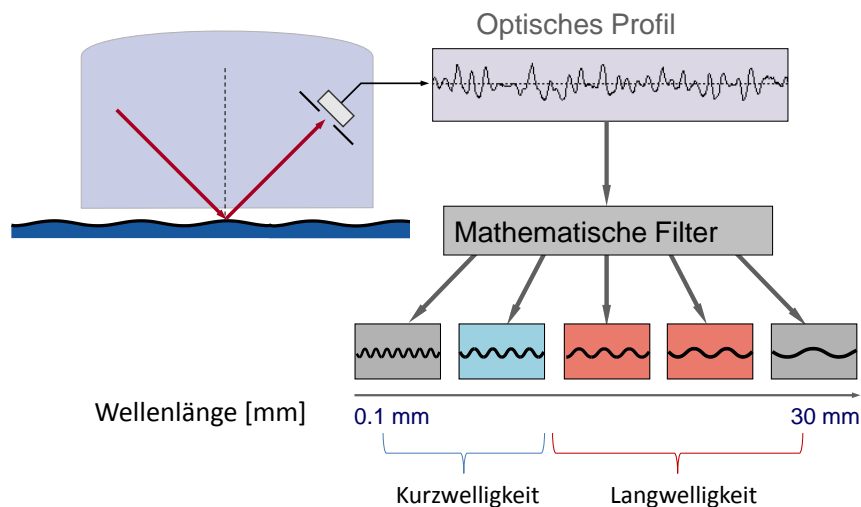


Abb. 2.20: Messprinzip des wave-scan dual der Fa. Byk-Gardner (in Anlehnung an [115])

Die Kennwerte werden in einer relativen Skala von 0 bis 100 ausgegeben und errechnen sich aus den Standardabweichungen zum Mittelwert der gemessenen Intensität [105]. Daneben existieren weitere Deflektometrie-Verfahren, die eine Bewertung auf Bauteilebene mit einer Auflösung im Mikrometerbereich ermöglichen [116, 117].

2.4.4 Grundlagen der Oberflächenausbildung von FKV

Die Funktion technischer Bauteile wird oftmals nicht nur durch die makroskopische Form, sondern auch durch die mikro- und mesoskopische Gestalt der Oberfläche bestimmt. Dies trifft vor allem beim Einsatz von FKV in Sichtanwendungen zu. Zu möglichen Oberflächenfehlern zählen Poren, Lunker und trockene Stellen, die jedoch über eine geeignete Prozessführung in der Halbzeugherstellung und Verarbeitung eliminiert werden können [108]. Die üblicherweise notwendige Lackierung der Sichtbauteile reduziert die Eigenheiten der FKV-Oberflächen, weist jedoch teils ebenfalls Mängel folgender Form auf:

- Verlaufsstörungen durch unsachgemäßen Lackauftrag
- Partikeleinschlüsse durch ungenügende Raumreinheit
- Rissbildung durch Unterschiede im thermischen Ausdehnungsverhalten von Lackierung und Laminat
- Poren- und Blasenbildung im Lack durch Ausgasungen im Lacksystem auf [118]

Zu den durch den Faserverbundwerkstoff hervorgerufenen Oberflächeneigenschaften zählen

- Makroskopische Formabweichungen / Welligkeiten auf Bauteilebene, die durch den Laminataufbau sowie durch die Prozessparameter während der Verarbeitung bestimmt werden
- eine charakteristische Faserdurchzeichnung, die aus den unterschiedlichen thermischen Eigenschaften von Faser und Matrix resultiert

Durch den heterogenen Aufbau von Faserverbundwerkstoffen mit lokal variierenden Faservolumengehalten entstehen im Laminat matrix- und faserreiche Zonen (vgl. Abb. 2.21). Die Wärmeausdehnungskoeffizienten α_{th} von Matrix und Verstärkungsfasern unterscheiden sich üblicherweise um mindestens eine Dekade (z.B. GF-Fasern mit $\alpha_{th} = 5,0 \times 10^{-6}$ 1/K, Polycarbonat mit $\alpha_{th} = 65 \times 10^{-6}$ 1/K [11,

119]). Dies führt in Kombination mit den relativ zur Raumtemperatur hohen Verarbeitungstemperaturen zu lokal unterschiedlichen absoluten thermischen Schwindungen, die an der Oberfläche als Faserdurchzeichnung / „fiber print-through“ sichtbar sind.

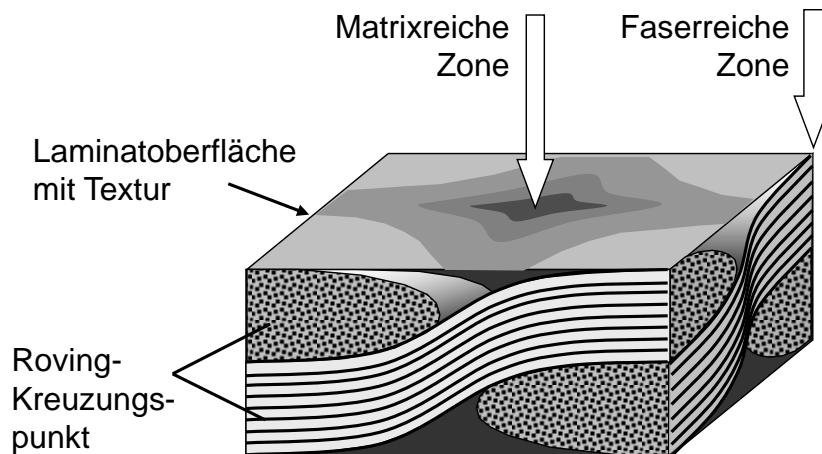


Abb. 2.21: Entstehung der Oberflächentextur durch lokale Variationen im Faservolumengehalt [18]

Dieses Phänomen tritt prinzipiell bei allen heterogenen Materialien mit unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten auf, führt jedoch speziell bei der Anwendung von FKV im Sichtbereich zu den größten Hindernissen.

Bereits seit den 60er Jahren existieren hochgefüllte, schwindungsreduzierte SMC / BMC-Formulierungen, die zu vielfältigen Sichtenwendungen im Nutzfahrzeugsektor als auch vereinzelt im KFZ-Bereich führten und führen [120]. Der Einsatz von thermoplastischen Sichtbauteilen findet vorwiegend im unverstärkten oder kurzfaserverstärkten Spritzguss statt. Beispielsweise werden im sogenannten FIM-Verfahren vorgeformte Oberflächenfolien mit thermoplastischem Material hinterspritzt, um großflächige Class-A-Bauteile zu erzeugen [121, 122]. Aktuelle Sichtbauteile aus endlosfaserverstärkten FKV im Automobilbau kommen ausschließlich in Kleinstserien zum Einsatz. Auf Grund der geringen Stückzahlen und der für angepasste Materialsysteme geringeren thermischen Schwindung basieren die Bauteile größtenteils auf duromeren Matrixsystemen [104, 109, 111]. Duromere Prepregs und Bauteile, welche mittels RTM-Verfahren hergestellt werden, bilden die größte Klasse endlosfaserverstärkter Sichtbauteile. Um die hohen Kriterien der „Class-A“-Klassifikation zu erfüllen, werden unter anderem Gel-Coats, speziell angepasste

Laminataufbauten und optimierte Matrixsysteme eingesetzt [104, 123, 124]. Die nachgeschaltete Lackierung stellt einen wesentlichen Schritt zur Erfüllung der Oberflächenkriterien dar. Neben dem „Color Matching“, einer Erhöhung der Kratzfestigkeit und Beständigkeit gegen Umwelteinflüsse reduziert eine Lackierung die durch das Laminat verursachten Oberflächenfehler. Für FKV-Bauteile wird üblicherweise eine aufwendige offline-Lackierung eingesetzt, die bis zu 40 % der Gesamtbauteilkosten ausmachen kann, da ein Mehrfachauftrag der Lacke mit zwischengeschaltetem Anschliff erfolgt, um die Faserdurchzeichnung zu eliminieren [9, 10].

2.4.5 Studien und Modelle zur Oberflächenausbildung von FKV

Ein überwiegender Teil der wissenschaftlichen Literatur setzt sich mit duromeren Systemen auseinander. In den achtziger Jahren entwickelte Kia ein erstes theoretisches Modell zur Modellierung der Faserdurchzeichnung für unidirektionale, glasfaserverstärkte Duroplaste. Das Modell berücksichtigt ausschließlich die unterschiedliche Schwindung von Faser und Matrix in Richtung der Oberflächennormalen und modelliert das Laminat aus n dünnen Schichten. Die Deformation der Oberfläche resultiert aus der im Gleichgewicht zur thermischen Schwindung stehenden Verformung der Biegebalken (vgl. Abb. 2.22). Durch den schichtweisen Aufbau und die Implementierung der Materialsteifigkeiten lassen sich zudem Deckschichten simulieren. Nach Kia reduziert eine Erhöhung der Deckschichtdicke die Deformation effektiver als eine Steigerung der Deckschichtsteifigkeit [125, 126].

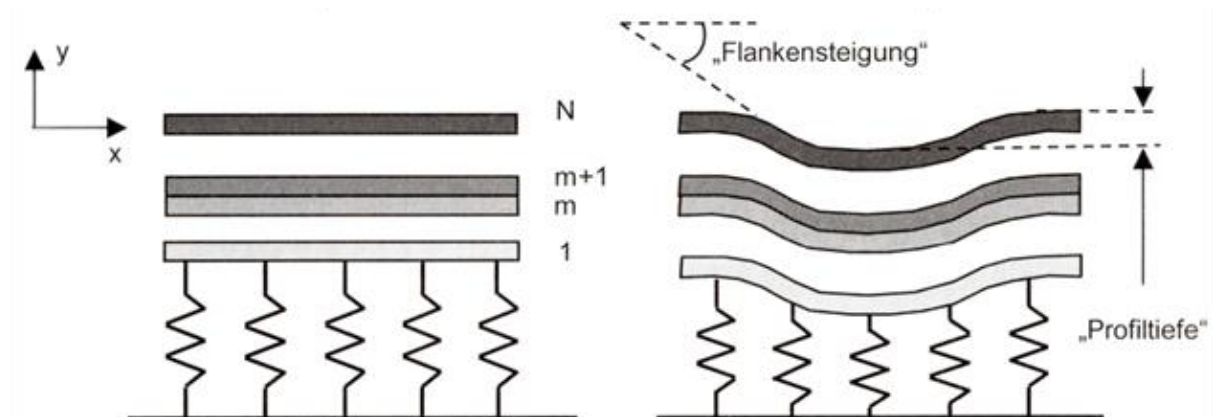


Abb. 2.22: Schichtweise Modellierung der Oberfläche nach Kia [18, 125]

Chamis et al. entwickelten ein eigenes Modell auf Basis der Finite Elementemethode für die Simulation gewebeverstärkter Duromere und fanden einen

starken Einfluss von Aushärtetemperatur und Änderung des Matrixgehaltes im Querschnitt auf die Oberflächentextur vor. Darüber hinaus zeigten sie, dass eine Feuchtigkeitsaufnahme der Matrix zu einer Reduktion der Welligkeit führt [127].

Schubel et al. untersuchten den Einfluss der Reaktionsschwindung mit einem Polyesterharz hoher Schwindung und einem Epoxidharz geringer Schwindung sowie den Einfluss variierender Garnfeinheiten in einem Körper 2/2-Gewebe während des RTM-Prozesses. Die experimentellen Versuche wurden parallel in einem Einheitszellenmodell simuliert und die resultierenden Mittenrauhwerte R_a ausgewertet. Das Simulationsmodell verwendet einige Modellvereinfachungen wie eindimensionalen Matrixschwind und Vernachlässigung der Faserschwindung, kommt jedoch zu hinreichenden Übereinstimmungen (vgl. Abb. 2.23) [83]. Der Fasertyp besitzt nur einen geringen Einfluss auf die Oberflächeneigenschaften, da die Differenz der Ausdehnungskoeffizienten $\Delta\alpha_{th}$ zwischen Glas- und Kohlenstofffasern quer zur Faserrichtung vernachlässigbar gering sind [18]. Zum Einfluss des Einzelfilamentdurchmessers auf die Oberfläche existieren gegensätzliche Ergebnisse. Während Massarello et al. einen starken Anstieg der Rauheit bei Verdopplung des Filamentdurchmessers von 5 μm auf 10 μm messen konnten, kommt Kia zu dem Schluss, dass einzelne Filamente mit Durchmessern von 10 – 20 μm kaum Einfluss auf die Oberflächenstruktur besitzen [128, 129].

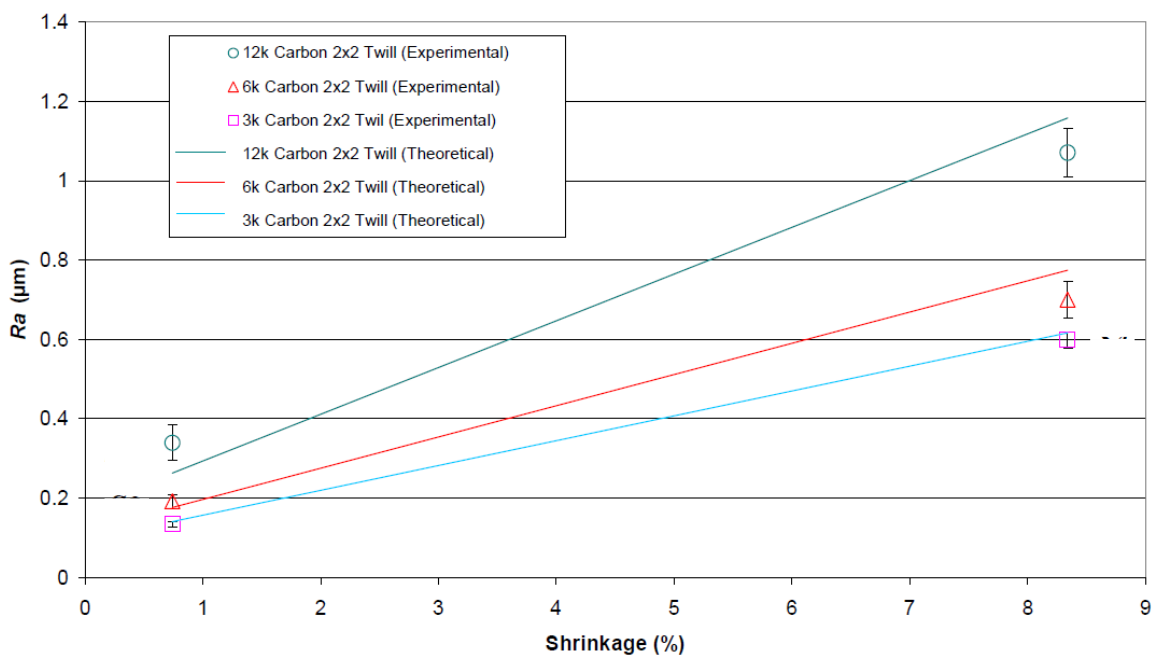


Abb. 2.23: Vergleich der theoretischen und experimentellen Einflüsse von Garnfeinheit und Matrixschwindung auf die Oberflächenrauigkeit [83]

Faserverbundwerkstoffe mit textiler Verstärkung bestehen üblicherweise aus mehreren Lagen Verstärkungstextil. In voneinander unabhängigen Simulationsrechnungen wurde der Einfluss der Anordnung der Verstärkungslagen auf die Oberflächenwelligkeit simuliert. Je nach Versatz der Verstärkungslagen zueinander unterscheiden sich die Volumina der matrix- und faserreichen Zonen, was zu einer Verringerung der Welligkeit um bis zu 40 % führen kann. Die Lagenanordnung hat somit einen erheblichen Einfluss auf die resultierende Welligkeit [18, 84].

Wie u.a. von Schubel et al. [83] für Duromere gezeigt, zeigt sich die Wahl der Matrix auch für Thermoplaste als ausschlaggebend. Blinzler experimentierte mit amorphen und teilkristallinen Thermoplasten in endlosfaserverstärkten Halbzeugen und fand eine klare Abhängigkeit der Welligkeit vom Typ der Matrix. FKV aus teilkristallinen Thermoplasten weisen verglichen mit FKV aus amorphen Matrizes eine deutlich erhöhte Welligkeit auf, was auf den zusätzlichen Kristallisationsschwund der teilkristallinen TP zurückzuführen ist (vgl. Abb. 2.24).

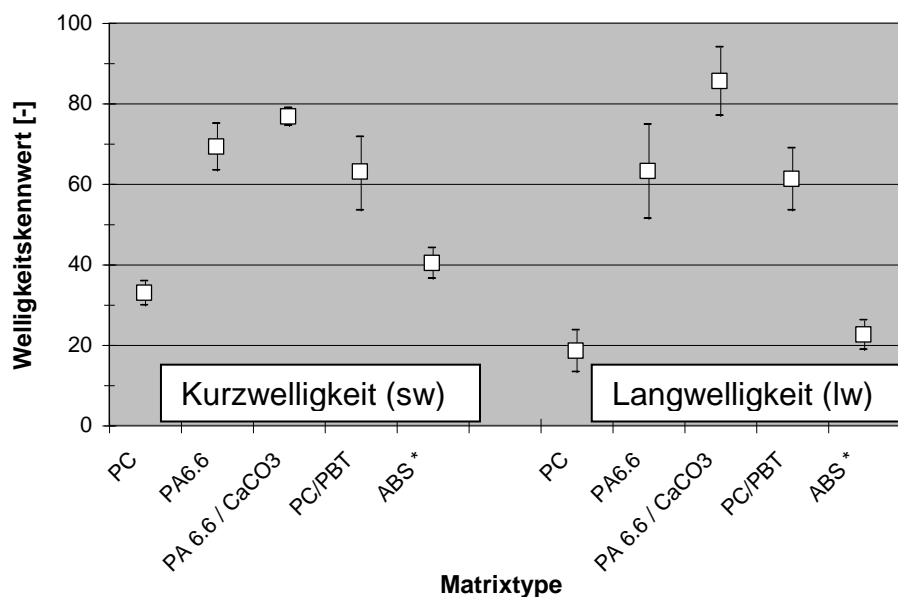


Abb. 2.24: Welligkeitskennwerte in Abhängigkeit der Thermoplastmatrix [18]

Da sich die Welligkeit maßgeblich aus der Differenz der Wärmeausdehnungskoeffizienten von Matrix und Faser ergibt, kann eine Verbesserung der Oberflächeneigenschaften durch eine Angleichung der α_{th} erfolgen. Sowohl Schubel et al. mit Polyesterharz als auch Träger et al. mit Polykarbonat konnten durch die Einarbeitung hoher Anteile von schwindungsreduzierenden Füllstoffen

die Matrixschwindung deutlich reduzieren und damit im Faserverbundwerkstoff die intern gesetzten Class-A-Anforderungen erfüllen [130, 131].

Neben den thermischen Eigenschaften der Matrix bestimmt ihre Steifigkeit bei Einsatz in Deckschichten ebenso das Ergebnis. In mehreren Arbeiten konnte gezeigt werden, dass ein Extremwert der Matrixsteifigkeit existiert, für welchen die Profiltiefe maximal wird. Bei geringer Steifigkeit wird ein Puffereffekt in der Deckschicht vermutet, der die Deformationen der tieferen Schichten absorbiert. Erhöhte Steifigkeiten dagegen verbessern die Oberflächenstruktur durch einen höheren Verformungswiderstand [18, 132]. Generell sind die Makromoleküle der Polymere in der Lage Strukturen im Mikro- und Nanometerbereich abzubilden. Verschiedene Arbeiten für unverstärkte, teilkristalline Thermoplaste wie PP als auch für amorphe Thermoplaste wie Polycarbonat weisen die Abformgenauigkeit von strukturierten Werkzeugoberflächen nach [46, 133, 134]. Dies bildet eine notwendige Grundlage für optisch hochwertige thermoplastische FKV-Bauteile, deren charakteristische Oberflächeneigenschaften im (Sub-)Mikrometerbereich liegen.

Neben werkstoffspezifischen Einflüssen führen Änderungen an der Prozessführung ebenfalls zu geänderten Bauteiloberflächen. Wang und lobst konnten die Faserdurchzeichnung bei mit dem RTM-Verfahren hergestellten Vinylester-Proben drastisch verringern, in dem sie die Matrix des bereits infiltrierten Halbzeugs in einen teilausgehärteten Zustand brachten und die Oberfläche anschließend nochmals in einem „Overmolding“ mit Harz fluteten [109]. Die Verarbeitung kohlenstoffaserverstärkter Epoxidharzlaminate im variothermen Quickstep[®]-Prozess durch Herring et al. zeigt keine signifikanten Änderungen der Rauheit bei variierender Abkühlrate, während eine Erhöhung des Pressdruckes zu einer leichten Reduktion der Rauheit führt [135]. Zu den Auswirkungen von Prozessparametervariationen auf Oberflächeneigenschaften während variothermer Thermoplastverarbeitung existieren wenige Publikationen. Die Berechnungen von Blinzler konzentrieren sich auf die Eigenschaften während der Halbzeugherstellung und besitzen so nur bedingte Aussagekraft für variotherme Verarbeitungsverfahren. Für hohe Abkühlraten ergeben sich geringere Profiltiefen, die experimentell mittels unterschiedlicher Verfahren (Autoklav, statische Presse und Doppelbandpresse) validiert wurden [18].

3 Materialien und Methoden

3.1 Materialien

3.1.1 Polymer

Die Auswahl der Matrix für die in dieser Arbeit dargestellten Versuche erfolgte anhand einer Bandbreite von Anforderungen. Neben der Eignung für sehr hohe Oberflächenqualitäten sind ausreichend hohe mechanische und thermische Eigenschaften sowie ein ökonomisch vertretbarer Preis die wichtigsten Auswahlkriterien. Die Auswahl grenzt sich damit auf technische Thermoplaste ein [136]. Auf Grund der geringen thermischen Schwindung und der hohen Dauergebrauchstemperatur wird amorphes Polykarbonat verwendet [119]. Das unter der Bezeichnung Makrolon[®] 2408 vertriebene Polykarbonat ist Teil der für medizinische Produkte entwickelten Polymere und beinhaltet keine flüchtigen Zusatzstoffe wie beispielsweise Entformungshilfsmittel.

Das Polykarbonat wurde mit einem Gewichtsprozent Kohlenstoffnanoröhren Baytubes[®] C70P modifiziert. Die CNT wurden mittels Doppelschneckenextruder in das Polykarbonat dispergiert und anschließend auf einer Kalandieranlage zu Folien mit einer mittleren Dicke von 100 µm verarbeitet. Die CNT dienen der Schwärzung des ansonsten transparenten PC, um eine fehlerfreie Oberflächencharakterisierung zu ermöglichen.

Tabelle 3-1: Materialeigenschaften von Makrolon[®] 2408 inkl. CNT

Dichte P	E-Modul E	Wärmeausdehnungs- koeffizient α_{th}	Glasübergangs- temperatur T_g
[kg/m ³]	[MPa]	[1/K]	[°C]
1206	2350	< 150 °C: $\approx 65 \cdot 10^{-6}$ > 150 °C: $\approx 216 \cdot 10^{-6}$	147
Thermische Leitfähigkeit	Spez. Wärmekapazität		
W/mK	J/kgK		
0,214	2100		

3.1.2 Faser-Verstärkungen

Abhängig von den durchgeführten Versuchen werden verschiedene Verstärkungstextilien eingesetzt. Sofern nicht anders genannt, kommt für alle im isothermen und variothermen Verarbeitungsverfahren durchgeführten Versuche das in Kett- und Schussrichtung symmetrisch aufgebaute Köper 2/2-Gewebe Hexforce[®] 1102 zum Einsatz [137]. Das verwebte Glasfilamentgarn des Gewebetyps Hexcel1102 ist ein gefachtes Garn, das aus drei Einfachgarnen (Feinheit: 68 tex) besteht. Sie sind zusammen gespult, jedoch nicht miteinander verdreht. Der Nenndurchmesser der verarbeiteten Filamente beträgt 9 µm (vgl. Tabelle 3-2).

Tabelle 3-2: Kennwerte des eingesetzten Köper 2/2-Gewebes Hexforce 1102

Typ	Faser	Bindung	Flächengew.	Fadenanzahl	Fil.-Ø	Titer
[-]	[-]	[-]	[g/m ²]	[Fd/cm]	[µm]	[tex]
Hexcel 1102	GF	Köper 2/2	290	7 x 7	9	68 x 3

Durch seinen symmetrischen Aufbau können richtungsabhängige Eigenschaftsvariationen minimiert werden. Durch Variationen in der Fadenspannung sind unterschiedliche Ondulationszustände in Kett- bzw. Schussrichtung möglich, die sich auf mechanische als auch optische Eigenschaften auswirken können [67]. Wie in Abb. 3.1 zu sehen, weicht die Realstruktur vom ideal-symmetrischen Aufbau sichtbar ab. Trotz gleichem Rovingaufbau und Köper 2/2-Struktur weisen die Rovings in Kettrichtung (y-Richtung) eine deutlich geringere Breite auf. Ursächlich hierfür sind die unterschiedlichen Fadenspannungen im Webprozess.

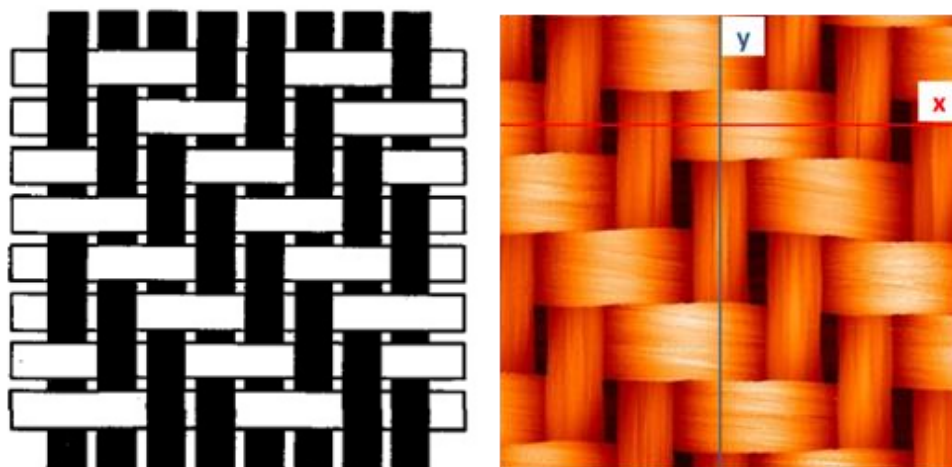


Abb. 3.1: Links: Theoretischer Aufbau eines Köper 2/2-Gewebes, Rechts: Reales Topographiebild eines trockenen Hexforce 1102 Köper 2/2-Gewebes

Neben dem Gewebe wird zur Untersuchung des Einflusses von Deckschichtvariationen das Wirrglasfaservlies Viledon[®] T1776 mit einem Flächengewicht von 26 g/m² eingesetzt [138].

Um den Einfluss der textilen Parameter Rovingdurchmesser / Höhe der Einheitszelle und Maschenweite auf die Oberflächeneigenschaften von Organoblechen systematisch bewerten zu können, sind konventionelle Filamentgewebe nur bedingt geeignet. Auf Grund des Rovingsaufbaus aus in Matrix eingebetteten Einzelfilamenten, dem ellipsoiden Rovingquerschnitt und der im Verarbeitungszustand plastischen Deformierbarkeit können eine Verzerrung des Faserquerschnitts sowie der Maschenweite während der Verarbeitung nicht ausgeschlossen werden. Durch den Einsatz von Industriedrahtgeweben, welche in enger Toleranz nach DIN ISO 9044 gefertigt werden, lassen sich Variationen in Faserdurchmesser und Maschenweite weitgehend vermeiden sowie eine große Bandbreite der zu untersuchenden Parameter abdecken. Die experimentelle und simulative Studie zum Einfluss der Gewebeparameter wird daher mit 14 verschiedenen Stahlgeweben mit variierendem Faserdurchmesser d sowie Maschenweite w der Firma Weisse & Eschrich GmbH & Co. KG mit den in Tabelle 3-3 aufgeführten Parametern durchgeführt (vgl. Abb. 3.2) [139].

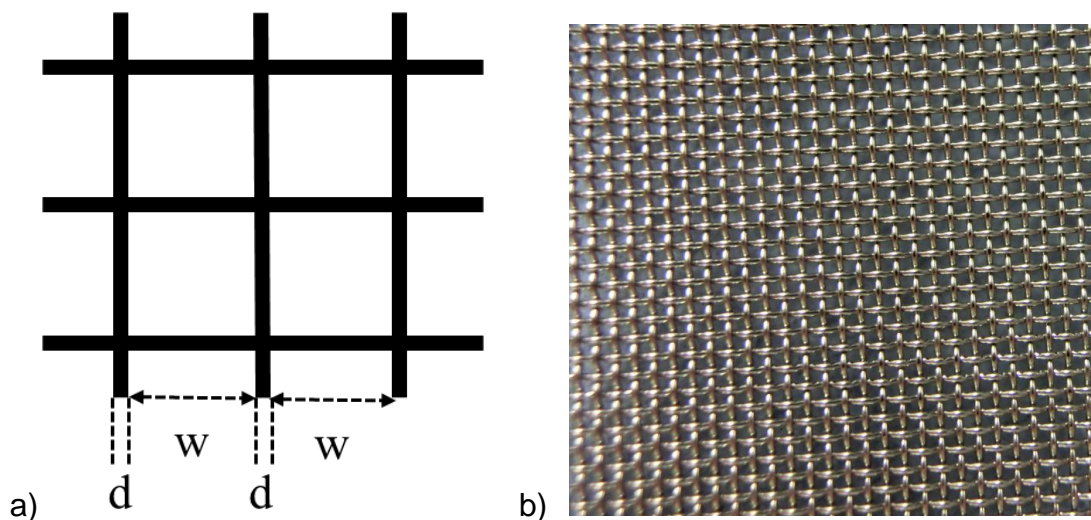


Abb. 3.2: a) Gewebeparameter Faserdurchmesser d und Maschenweite w , b) Beispiel eines Stahldraht-Leinwandgewebes

Tabelle 3-3: Übersicht der untersuchten Faserdurchmesser und Maschenweitekombinationen

Maschenweite w	Faserdurchmesser d	Theor. Anzahl Matrixfolien für Deckschichtdicke von:			
		0 μm	100 μm	200 μm	300 μm
[μm]	[μm]				
25	25	0,32	2,32	4,32	6,32
50	40	0,61	2,61	4,61	6,61
63	40	0,55	2,55	4,55	6,55
77	50	0,48	2,48	4,48	6,48
100	70	0,96	2,96	4,96	6,96
200	125	1,57	3,57	5,57	7,57
250	200	2,54	4,54	6,54	8,54
315	110	1,84	3,84	5,84	7,84
315	160	1,96	3,96	5,96	7,96
315	200	2,9	4,9	6,9	8,9
315	250	2,89	4,89	6,89	8,89
400	250	3,0	5,0	7,0	9,0
500	320	4,19	6,19	8,19	10,19
1000	630	8,54	10,54	12,54	14,54

3.2 Verarbeitungsprozesse

3.2.1 Halbzeugherstellung

In Abhängigkeit des verwendeten Verarbeitungsverfahrens kommen verschiedene Halbzeuge auf Polykarbonatbasis zum Einsatz. Der Prozessvergleich zwischen isothermen und variothermen Verarbeitungsverfahren wird mit GF/PC-Organoblechen einer Dicke $d_{OB} = 1,9 \text{ mm}$ und einem Faservolumengehalt $V_f = 50 \%$ durchgeführt.

Die auf einer variothermen Laborpresse hergestellten Proben entstehen durch Direktimpregnierung während des Pressprozesses. Ihre Herstellung wird in Kap. 3.2.3 detailliert beschrieben.

Die Untersuchungen zum angepassten Wärmeübergang beim isothermen Thermoformen (vgl. Kap. 6) werden mit GF/PC-Organoblechen mit einer nominellen Dicke $d_{OB} = 1,15$ mm und einem theoretischen Faservolumengehalt $V_f = 39,4$ % durchgeführt. Die genannten Halbzeuge werden semi-kontinuierlich auf einer Intervallheißpresse hergestellt. Da das verwendete Plattenwerkzeug zu den Seiten hin offen ist, stellt sich quer zur Produktionsrichtung ein Dickengradient durch Matrixfluss ein (vgl. Abb. 3.3).

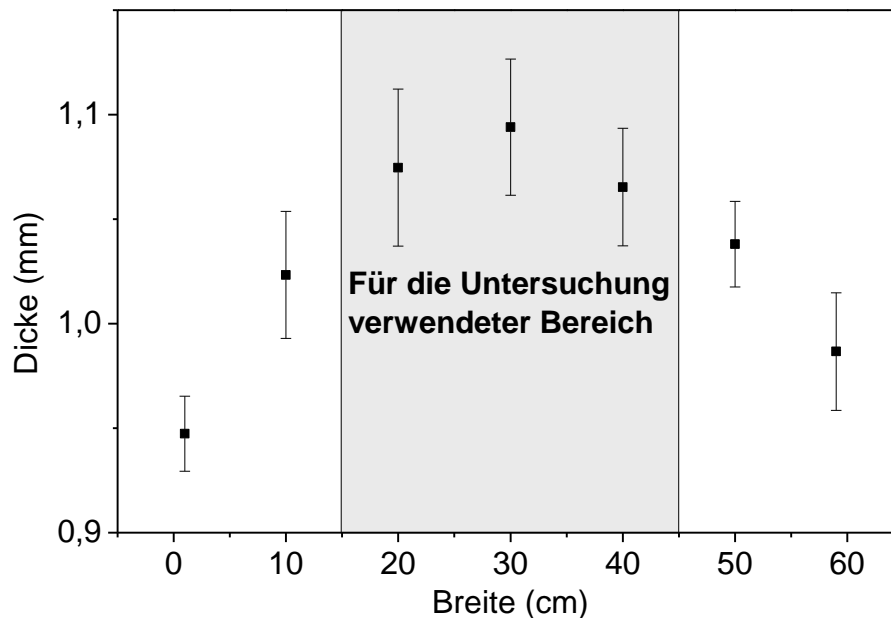


Abb. 3.3: Dickenvariation über der Organoblechbreite nach der Halbzeugherstellung in einer Intervallheißpresse

Abb. 3.3 zeigt die aus jeweils 15 Messungen an verschiedenen Stellen gemittelten Dicken über der Organoblechbreite. Da zu einer gleichmäßigen Umformung ein gleichmäßiger Mindestprozessdruck benötigt wird, erfolgt der Werkzeugkontakt im nachgelagerten Thermoformprozess im Bereich von 150 – 450 mm der Organoblechbreite, in welchem eine gemittelte Dickenabweichung von 2,6 % gegenüber 13,4 % über der gesamten Breite gewährleistet ist. Die nicht konstante Dicke der Organobleche führt zudem zu einem lokal variierenden Faservolumengehalt. Im Randbereich beträgt er $V_{fR} = 43$ %, während die zu verpressende Blechmitte einen Faservolumengehalt von $V_{fM} = 33$ % aufweist.

3.2.2 Isotherme Verarbeitung der Organoblech-Halbzeuge

Die isothermen Umformversuche finden auf einer kraftgeregelten, hydraulischen Presse mit einer Maximalkraft von 800 kN statt. Das eingesetzte, elektrisch beheizte Thermoformwerkzeug besitzt eine ebene Pressfläche mit den Abmessungen 300 x 425 mm, welche seitlich mit einer Glasfaserisolation eingekleidet ist, um eine möglichst homogenere Temperaturverteilung auf der Pressfläche zu gewährleisten (vgl. Abb. 3.4). Als Formentrennmittel zwischen Werkzeug und FKV kommt für alle Versuche Frekote[®] 770-NC für glänzende Oberflächen der Firma Henkel zum Einsatz [140].

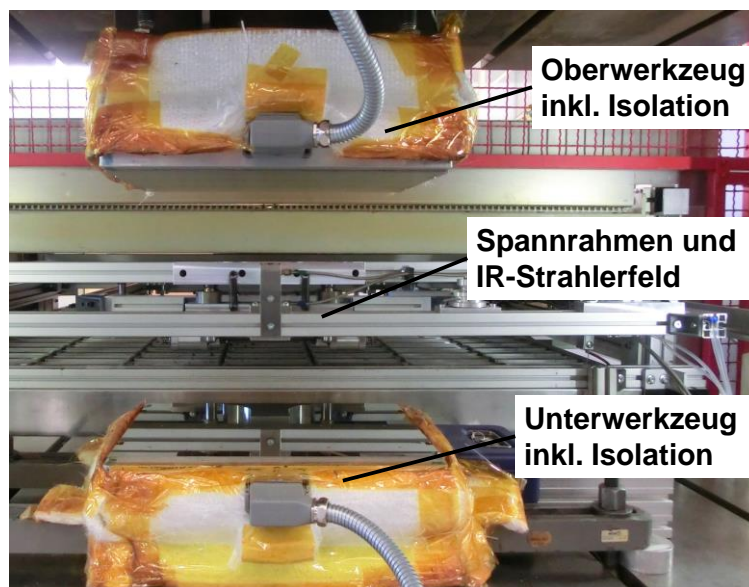


Abb. 3.4: Isoliertes Plattenwerkzeug samt Spannrahmen und Strahlerfeld

Um eine ungewollte Drapierung der Organobleche während der Aufheizphase, dem Transport und des Pressvorgangs zu vermeiden, wird ein eigens konstruierter Spannrahmen eingesetzt, der die Organoblechzuschnitte über eine Klemmvorrichtung flächig an den Seiten einspannt. Dadurch kann eine ungerichtete Drapierung bzw. ein Durchhang des Organoblechs im schmelzflüssigen Zustand der Matrix verhindert werden (vgl. Abb. 3.5).

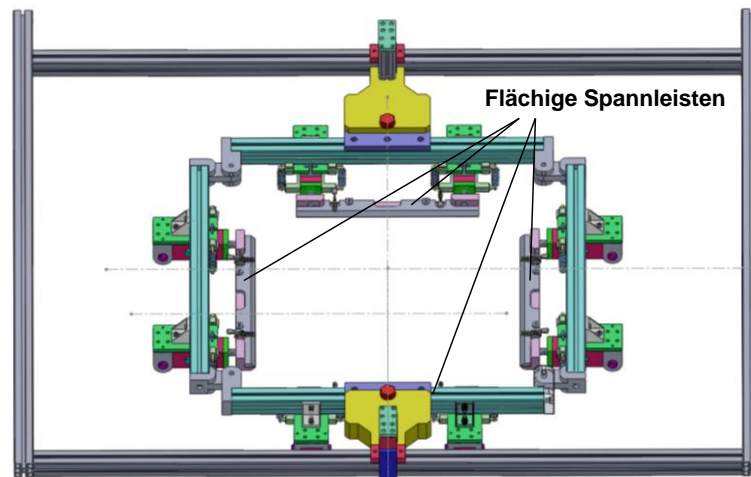


Abb. 3.5: Konstruktion des Spannrahmens mit flächiger Organoblech-einspannung. Neben Variationen der Deckschichtzusammensetzung der Organobleche werden die Prozessparameter Pressdruck und Organoblechtemperatur variiert. Die Messung der Prozess-temperatur erfolgt mit Thermoelementen vom Typ K. Abb. 3.6 zeigt die zwei Positionen der Thermoelemente während der Versuche. An Position 1 wird dabei die Zieltemperatur der Versuche bestimmt. Thermoelement 2 dient der Überprüfung der Homogenität der Oberflächentemperatur während des Aufheizvorgangs sowie der Bestimmung der Abkühlkurven der Organobleche unter Druck und bei Werkzeugkontakt (vgl. Kap. 6). Da das Thermoelement während der Umformung in die Organoblechoberfläche gedrückt wird und sowohl Kontakt zum Werkzeug als auch zum Organoblech hat, spiegelt die ermittelte Temperatur die Kontakttemperatur zwischen Werkzeug und Organoblech wieder.

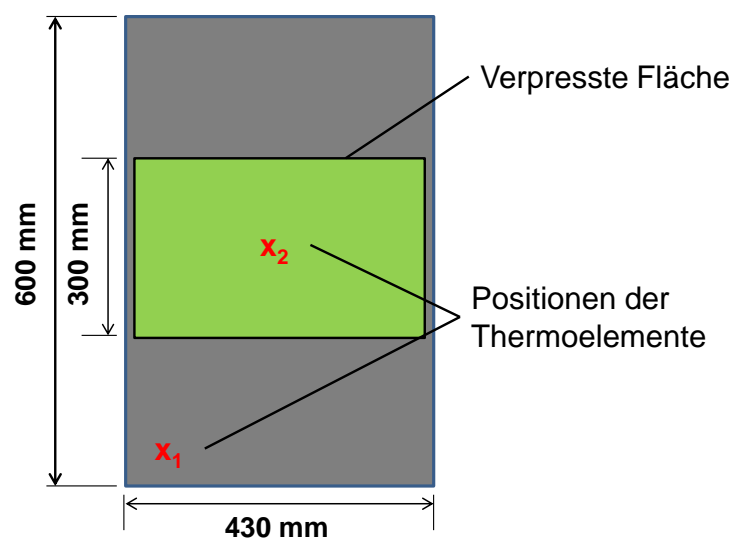


Abb. 3.6: Abmessungen der Organobleche für die isothermen Thermoformversuche und Positionierung der Thermoelemente (x_1 und x_2)

Der Einfluss des Deckschichtaufbaus wird mit folgenden hinsichtlich Oberflächeneigenschaften optimierten Prozessparametern untersucht (vgl. Kap.4.4).

Tabelle 3-4: Prozessparameter der isothermen Versuche aus Kapitel 4.4

Maximale OB-Temperatur	Werkzeugtemperatur	Pressdruck	Abkühlzeitraum
[°C]	[°C]	[bar]	[s]
280	120	62	60

Die Versuchsparameter der Versuche zum angepassten Wärmeübergang beim isothermen Thermoformen werden in Kapitel 6 beschrieben.

3.2.3 Variotherme Verarbeitung

Die Versuche zur variothermen Verarbeitung finden an zwei unterschiedlichen Anlagen statt.

Für vergleichende Versuche zu isothermen Thermoformversuchen in Kapitel 4.3 und 4.4 wird eine Anlage im Technikumsmaßstab eingesetzt. Das per elektrischer Induktion arbeitende variotherme, ebene Tauchkantenwerkzeug mit den Innenabmaßen 580 x 470 mm² dient als Versuchswerkzeug (vgl. Abb. 3.7). Da relevante Prozessparameter variiert wurden, erfolgt die Beschreibung der Prozesszyklen in Kapitel 4.

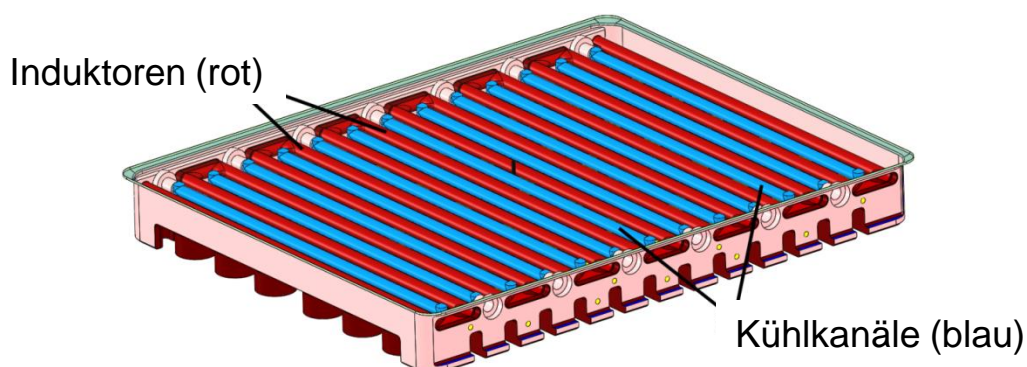


Abb. 3.7: Innerer Aufbau des variothermen Tauchkantenwerkzeugs mit Induktoren (rot) und Kühlkanälen (blau)

Die Untersuchungen zum Einfluss der Gewebeparameter mittels Stahldrahtgeweben sowie der Werkzeugrauheit auf die Oberflächeneigenschaften von Organoblechen finden auf einer variothermen Laborpresse statt. Beim

zugehörigen Presswerkzeug handelt es sich um ein stählernes, zylindrisches Werkzeug mit einem Innendurchmesser $d_{iW} = 50 \text{ mm}$ (vgl. Abb. 3.8).

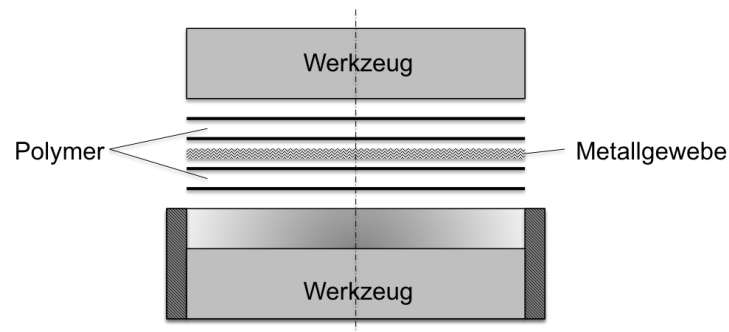


Abb. 3.8: Skizze des kreisrunden Versuchswerkzeugs und schematischer, einlagiger Laminataufbau

Da zur Herstellung der stahldrahtverstärkten Organobleche ausschließlich eine Makroimprägnierung abläuft, wird ein Prozesszyklus mit einer für PC moderaten Verarbeitungstemperatur von $T_{\max} = 240 \text{ °C}$ und einer Gesamtprozesszeit von 430 Sekunden verwendet. Die isotherme Haltephase bei 160 °C dient der Relaxation zum Abbau interner Spannungen (vgl. Abb. 3.9).

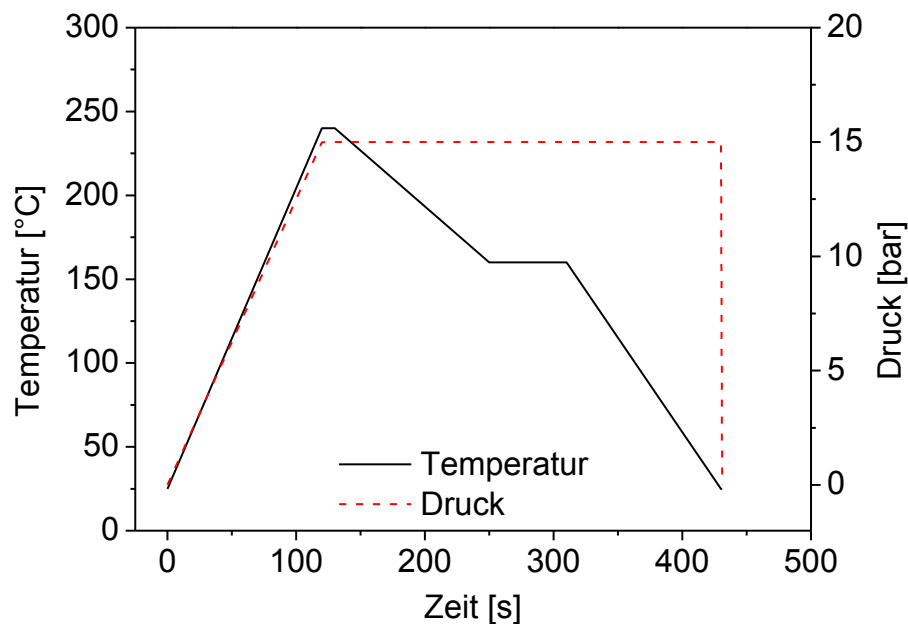


Abb. 3.9: Prozesszyklus zur Untersuchung des Einflusses der Gewebeparameter

Abb. 3.10 zeigt exemplarisch ein porenfreies Schliffbild eines Organobleches mit dem feinsten verwendeten Stahldrahtgewebe.

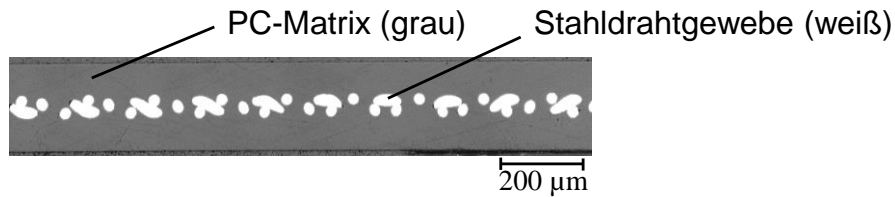


Abb. 3.10: Schliffbild eines Organobleches mit Stahldrahtverstärkung mit $d = 25 \mu\text{m}$, $w = 25 \mu\text{m}$

Der Einfluss der Gewebeparameter wird mit Organoblechen mit nur einer Gewebelage untersucht, um Oberflächeneinflüsse durch mehrlagige Verstärkungen zu vermeiden (vgl. Kap. 2.4.5). Die Auslegung der Organobleche erfolgt nicht wie üblich nach Faservolumengehalt. Es wird stattdessen eine möglichst konstante Deckschichtdicke angestrebt. Die Anzahl der Folien richtet sich dabei nach dem freien Maschenvolumen und der zu erzielenden Deckschichtdicke. In Abhängigkeit der gewünschten Deckschichtdicken ergeben sich für die $100 \mu\text{m}$ dicke PC-Folie die in Tabelle 3-3 dargestellten, theoretisch errechneten Lagenzahlen, welche jeweils zu ganzzahligen Folienlagen aufgerundet werden.

Die Organobleche zur Untersuchung der Gewebeparameter besitzen eine Deckschichtdicke von $100 \mu\text{m}$. Die Betrachtung des Einflusses der Deckschichtdicke auf die Oberflächentextur erfolgt mit $0 \mu\text{m}$, $100 \mu\text{m}$, $200 \mu\text{m}$ und $300 \mu\text{m}$ Deckschicht bei identischem Gewebe.

3.3 Materialcharakterisierung

3.3.1 Oberflächencharakterisierung

Die Charakterisierung der Oberflächeneigenschaften wird mittels Weißlichtprofilometrie sowie Glanzmessungen durchgeführt. Auf die Ermittlung von Lang- und Kurzwelligkeiten als zusätzlichen Oberflächenkennzahlen wird verzichtet, da der Einsatz einer proprietären, relativen Skalierung zwar einen Vergleich von Ergebnissen einzelner Messreihen, nicht jedoch den absoluten Vergleich von Oberflächeneigenschaften ermöglicht [141]. Die Messungen werden an sauberen fettfreien Proben vorgenommen.

Die angegebenen Kennwerte sind Mittelwerte und Standardabweichungen aus den Einzelmessungen. Auf Grund von Materialinhomogenitäten und der statistisch

betrachtet kleinen Stichprobenmengen wird zusätzlich der Nalimov Ausreißer-Test mit einem Konfidenzlevel von 95 % auf die Messdaten angewandt, um auch bei wenigen Messwerten eine gesicherte statistische Aussage treffen zu können. Der jeweilige Messwert x^* wird in Formel (3.0) eingesetzt und r^* berechnet. Zur Entscheidung, ob ein Ausreißer vorliegt, wird dieser Wert mit r_i aus der in Anhang 9.1 dargestellten r-Tabelle verglichen.

$$r^* = \frac{|x^* - \bar{x}|}{s} \cdot \sqrt{\frac{n}{n-1}} \quad (3.0)$$

mit \bar{x} = Mittelwert

s = Standardabweichung

n = Anzahl der Einzelmessungen

$r^* < r(95)$ = kein Ausreißer feststellbar

$r(95) < r^*$ = wahrscheinlich ein Ausreißer feststellbar

Wird ein Wert als Ausreißer identifiziert, wird dieser entfernt und Mittelwert und Standardabweichung werden ohne Ausreißerwert neu berechnet. Anschließend erfolgt eine Wiederholung des Nalimov-Tests [142].

3.3.1.1 Weißlichtprofilometrie

Die Weißlichtprofilometrie (WLP) dient der Charakterisierung der Organoblechoberflächen. Zur Vermessung der Oberflächentopographie wird ein Weißlichtprofilometer der Serie FRT MicroProf® der Firma Fries Research & Technology GmbH eingesetzt. Der verwendete Sensor besitzt nach Herstellerangaben eine laterale Auflösung von 5 – 6 μm und eine vertikale Auflösung von ca. 0,1 μm . Die Berechnung der Welligkeitskennwerte erfolgt auf der Grundlage der vermessenen Probenfläche (vgl. Kap. 2.4.1). Die Messfläche wird für alle untersuchten Materialien auf mindestens 10 x 10 Perioden der erwarteten Welligkeit und die Messpunktdichte auf 45 Messpunkte / Millimeter festgelegt (vgl. Abb. 3.11). Eine Sensitivitätsanalyse der Messpunktdichte zwischen 20 μm und 45 μm pro Messpunkt an den verwendeten Organoblechen zeigt keinen signifikanten Einfluss auf die maximale Welligkeit. Aus Effizienzgründen wird daher die größte Rasterung verwendet.

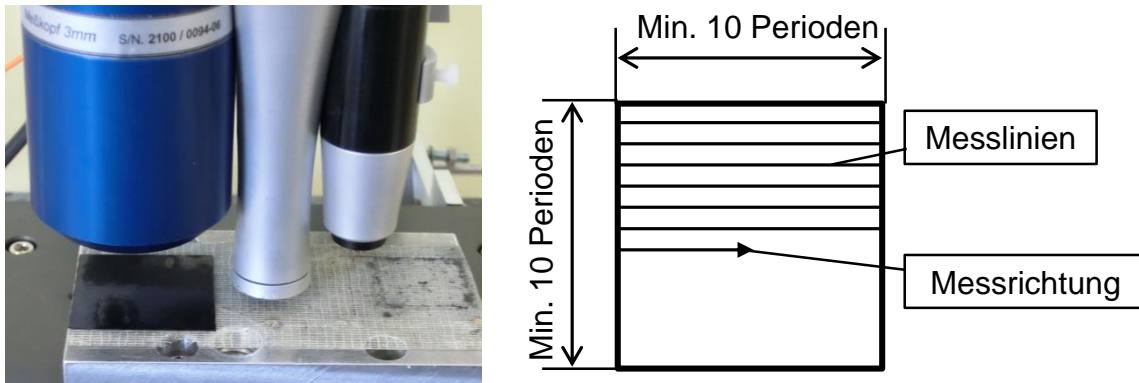


Abb. 3.11: Bild des WLP-Messkopfes und des verfahrenbaren Messtisches sowie eine Prinzipskizze der Messfläche

Nach dem Scan der Oberfläche erfolgt die Auswertung der Rohdaten mit der Software FRT Mark III (Version 3.9.13). Wie in Kap. 2.4.1 beschrieben, wird der Welligkeits- vom Rauheitsbereich durch die Grenzwellenlänge λ_c abgegrenzt [100, 107]. Eine Abgrenzung hin zu langen Wellenlängen durch λ_f ist in der verwendeten Software nicht möglich. Eine Abgrenzung des Welligkeitsprofils zu langen Wellenlängen ist somit nicht möglich. Die berechnete Welligkeit ist stark von der eingestellten Grenzwellenlänge λ_c abhängig. Die theoretische Grenzwellenlänge λ_c berechnet sich aus der Periodizität der gewählten Verstärkungsstruktur. Um geringe Abweichungen in der Gewebegeometrie messbar zu machen, wird die Grenzwellenlänge auf 90 % des theoretisch ermittelten Wertes eingestellt.

Die zur Charakterisierung der Oberflächenwahrnehmung verwendeten Kennwerte sind die maximalen Welligkeiten W_z bzw. W_{z25} . Sofern Rauheitsparameter verwendet werden, wird die maximale Rauheit R_{z25} ermittelt. Sie berechnet sich analog zur maximalen Welligkeit W_{z25} .

3.3.1.2 Glanzmessung

Zur Ermittlung des Glanzgrades nach DIN EN ISO 2813 wird der Präzisions-Glanzmesser PCE-GM 100 verwendet [143]. Vor Beginn der Messungen sowie nach je 50 Messungen wird das Messgerät am beigelegten Glasstandard kalibriert. Pro Probe werden 5 Messungen mit einem Einfallswinkel von 85° an verschiedenen Stellen der Bauteiloberfläche durchgeführt.

3.3.2 Scherrahmenversuch

Zur Untersuchung des Scherverhaltens und deren Auswirkungen auf die Oberflächentopographie von Organoblechen werden Scherversuche mit einem

Scherrahmen durchgeführt (vgl. Kap. 2.2.3). Die ermittelten Scherkraft-über-Scherwinkel-Kurven dienen der experimentellen Validierung des entwickelten Prozesssimulationsmodells (vgl. Kap. 5.3). Der verwendete Scherrahmen erlaubt einen maximalen Scherwinkel von 56°. Folgende Parameter wurden während der Versuche konstant gehalten:

- Organoblechtemperatur: $T_{OB} = 280 \text{ °C}$
- Traversengeschwindigkeit: $v_T = 100 \text{ mm / min}$

Durch Anfahren definierter Scherwinkel sollen Änderungen in der Rovinggeometrie sowie das Matrixverhalten charakterisiert werden. Tabelle 3-5: Versuchsplan der ebenen Scherversuche zeigt den Versuchsplan für die Scherversuche.

Tabelle 3-5: Versuchsplan der ebenen Scherversuche

Maximaler Scherwinkel [°]	15	30	45	56
Anzahl der Versuche [-]	2	2	2	3

Um Einflüsse durch den Laminataufbau zu vermeiden, erfolgen die Versuche mit Organoblechen mit nur einer Verstärkungslage, welche aus fertigungstechnischen Gründen in einem Autoklav hergestellt werden. Die Durchführung eines Nullversuchs mit leerem Scherrahmen ermöglicht durch die Subtraktion von den gemessenen Scherkräften eine Korrektur um die scherrahmeninternen Reibkräfte. Der ansteigende Kraftbetrag für den leeren Scherrahmen begründet sich in der mit zunehmendem Scherwinkel vergrößernden Reibfläche (vgl. Abb. 3.12).

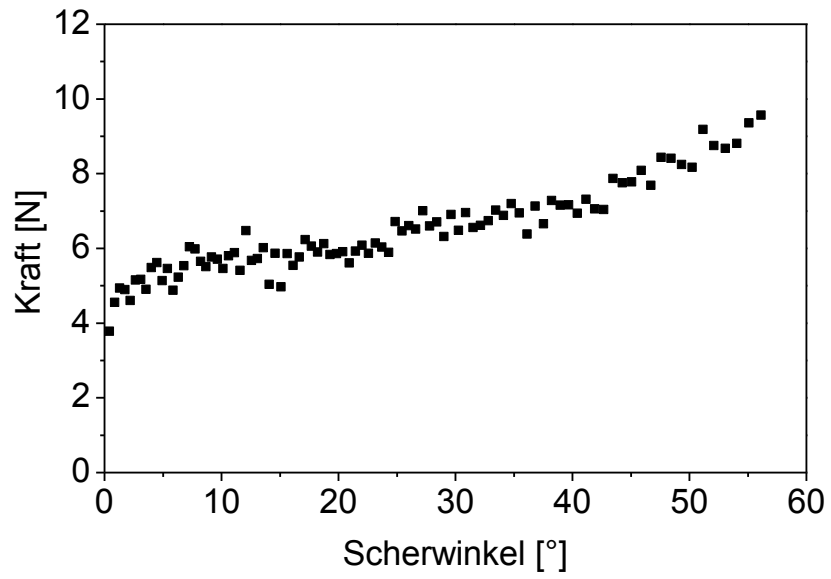


Abb. 3.12: Kraft-Scherwinkel-Messung des leeren Scherrahmens

4 Auswirkungen material- und prozessspezifischer Variationen auf Oberflächeneigenschaften textilverstärkter Organobleche

Das folgende Kapitel stellt die Ergebnisse der Material- und Prozessvariationen auf die Oberflächeneigenschaften von textilverstärkten Organoblechen dar. Die Verarbeitung findet auf variothermen Werkzeugen statt.

4.1 Potentiale durch Variation der Werkzeugrauheit

Wie in Kapitel 2.1.2 gezeigt, wird die Möglichkeit Oberflächenstrukturen im Mikro- und Nanometerbereich in Polymeroberflächen abzubilden erfolgreich bei der Anwendung von Reinkunststofflösungen eingesetzt. Um den Einfluss der Werkzeugoberfläche auf die Oberflächeneigenschaften von endlosfaserverstärkten Verbundwerkstoffen zu untersuchen, wurden mittels Strahltechnik unterschiedliche Werkzeugrauheiten erzeugt und die Ergebnisse auf eine Korrelation zwischen Werkzeugrauheit und Oberflächeneigenschaften der Organobleche untersucht. Die Werkzeuge bestehen aus einem Stahl der Zusammensetzung X 38 Cr Mo V 5 1, welcher sich durch eine sehr gute Wärmeleitfähigkeit, Zerspanbarkeit und Eignung für Oberflächenbehandlungen auszeichnet. Die Werkzeugrauheit wurde durch Bestrahlung mit Korund eingestellt (vgl. Abb. 4.1). Das Strahlmittel besitzt eine mittlere Körnung von 171 μm und verändert die Oberfläche durch Materialabtrag und Umformung.

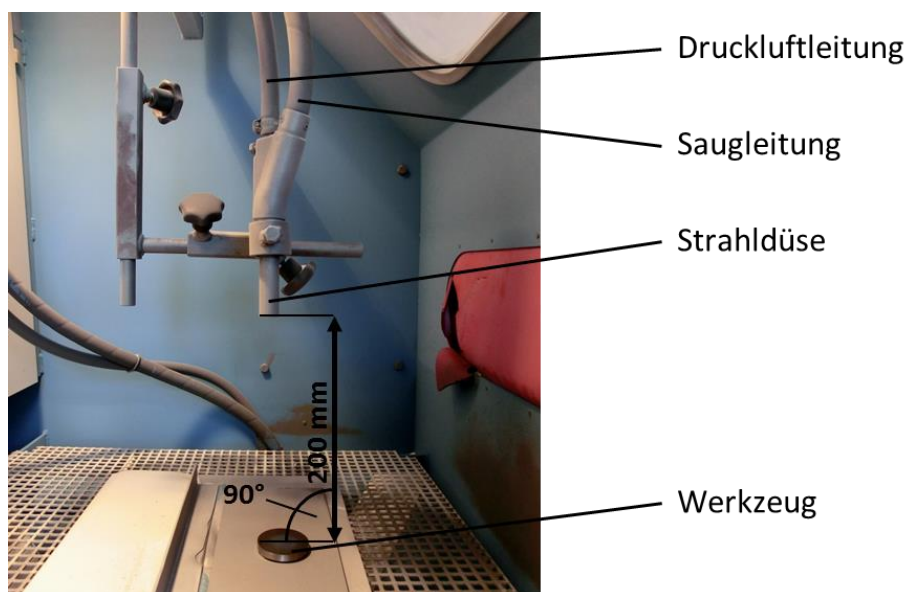


Abb. 4.1: Aufbau der Stahlkabine zur Variation der Werkzeugrauheiten

Die unterschiedlichen Werkzeugrauheiten wurden durch Variation der kinetischen Energie des Strahlmittels in Form variierender Strahldrücke von 2 bar, 4 bar und 6 bar erzielt. Alle Werkzeugoberflächen wurden mit einem Strahlabstand von 200 mm und einem Strahlwinkel von 90° bearbeitet. Tabelle 4-1 zeigt die per Weißlichtprofilometer und einer Grenzfrequenz $\lambda_c = 0,3$ mm ermittelten Werkzeugrauheiten.

Tabelle 4-1: Werkzeugrauheiten

Werkzeug- bezeichnung	Bearbeitung, Strahldruck	Werkzeugrauheiten	
		R _a [µm]	R _{z25} [µm]
W1	Poliert	0,06	4,9
W2	Gestrahlt, 2 bar	1,70	23,0
W3	Gestrahlt, 4 bar	2,0	26,9
W4	Gestrahlt, 6 bar	2,27	30,6

Gegenüber dem polierten Werkzeug nimmt die Rauheit bei steigendem Strahldruck zu. Da die Rauheit direkt die Abbildungsqualität beeinflusst, sinkt mit steigender Rauheit der Anteil der gerichteten Reflektion und das Spiegelbild wird diffuser. Alle gestrahlten Werkzeuge besitzen daher eine matte Oberfläche. Zur Verdeutlichung zeigt Abb. 4.2 die Spiegelbilder eines Schwarz-Weiß-Kontrastbildes auf den Werkzeugoberflächen.



Abb. 4.2: Vergleich der Werkzeugoberflächen; links: poliert, Mitte: unbearbeiteter Werkzeugrohling, rechts: gestrahlt

Die hergestellten Organobleche bestehen aus vier Lagen GF-Köper 2/2-Gewebe. Die gestanzten Gewebe- und PC-Folienzuschnitte werden alternierend gestapelt und in das Werkzeug eingelegt. Für eine erfolgreiche Entformung ist es zwingend erforderlich ein geeignetes Trennmittel auf das Werkzeug aufzutragen. In diesen Versuchen wurde, wie in den isothermen Versuchen, Frekote® 770-NC verwendet. Je untersuchter Werkzeuguauheit wurden 5 Proben hergestellt und optisch nach Glanz, Mittenrauheit, maximaler Rauheit sowie maximaler Welligkeit charakterisiert.

Abb. 4.3 zeigt den verwendeten Prozesszyklus der Imprägnierung und Abformung der Werkzeugoberfläche. Eine effektive keramische Widerstandsheizung und kleine thermische Massen der variothermen Laborpresse ermöglichen eine Heizrate von 100 K/min. Nach Erreichen der Zieltemperatur von 260 °C und des maximalen Pressdrucks von 23 bar werden die Prozessbedingungen für 10 Minuten konstant gehalten, um danach mit einer Abkühlrate von 100 K/min auf eine Haltetemperatur HT2 abzukühlen.

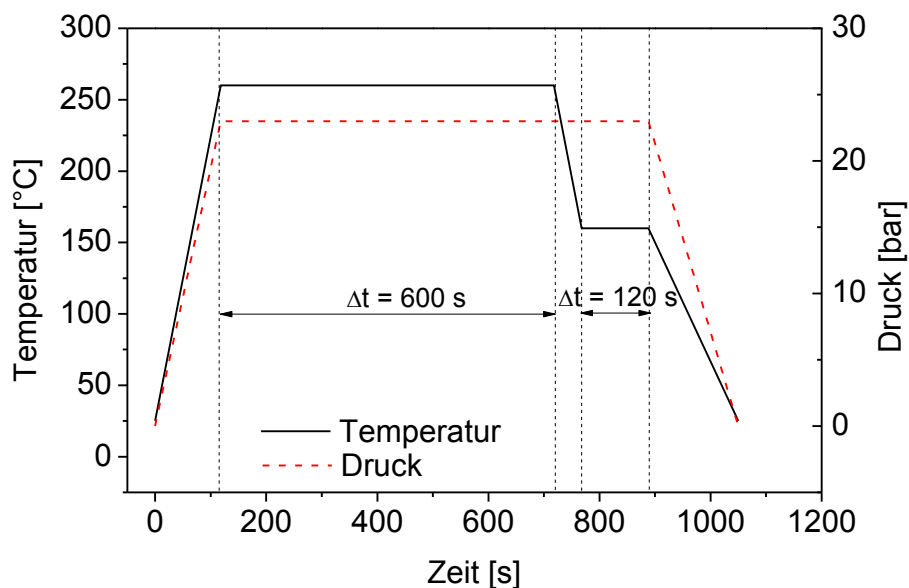


Abb. 4.3: Prozesszyklus zur Untersuchung des Einflusses der Werkzeuguauheit

HT2 ist mit 160 °C so gewählt, dass das Polykarbonat oberhalb der Glasübergangstemperatur innere Spannungen durch Relaxation abbauen kann. Die Abkühlung auf Raumtemperatur erfolgt mit 50 K/min. Die auf diese Art produzierten Organobleche sind vollständig imprägniert und besitzen eine geschlossene Oberfläche. Der real gemessene Faservolumengehalt beträgt $V_f = 47\%$, die reale polymere Deckschichtdicke liegt zwischen 10 – 20 μm .

Die Werkzeugrauheiten wurden zu Beginn und nach Abschluss der Versuche vermessen. Dabei wurden Oberflächenveränderungen jedes Werkzeugs mit zunehmender Anzahl an durchgeführten Versuchen mit demselben Werkzeug dokumentiert. Grundsätzlich nahm die Rauigkeit des polierten Werkzeugs zu und der gestrahlten Werkzeuge ab. Der Verschleiß durch den fortschreitenden Materialverlust aus der Werkzeugoberfläche wird dabei grundsätzlich durch mechanische, chemische und thermische Belastung hervorgerufen. Die Abbildungen Abb. 4.4 und Abb. 4.5 beinhalten neben den Rauheitskennwerten für die Organobleche auch einen schraffierten Bereich, der die jeweiligen Werkzeugrauheiten vor und nach den Versuchen darstellt. Die Werkzeug- und Organoblechoberflächen verhalten sich proportional zueinander, indem sich die steigende Rauheit der Werkzeuge durch Abformung der Werkzeugfläche auf die Polykarbonatoberfläche überträgt. Die Rauheitskennwerte der auf dem polierten Werkzeug verarbeiteten Organobleche liegen jedoch in Mittenrauheit R_a als auch maximaler Rauheit R_{z25} signifikant über denen des Werkzeugs.

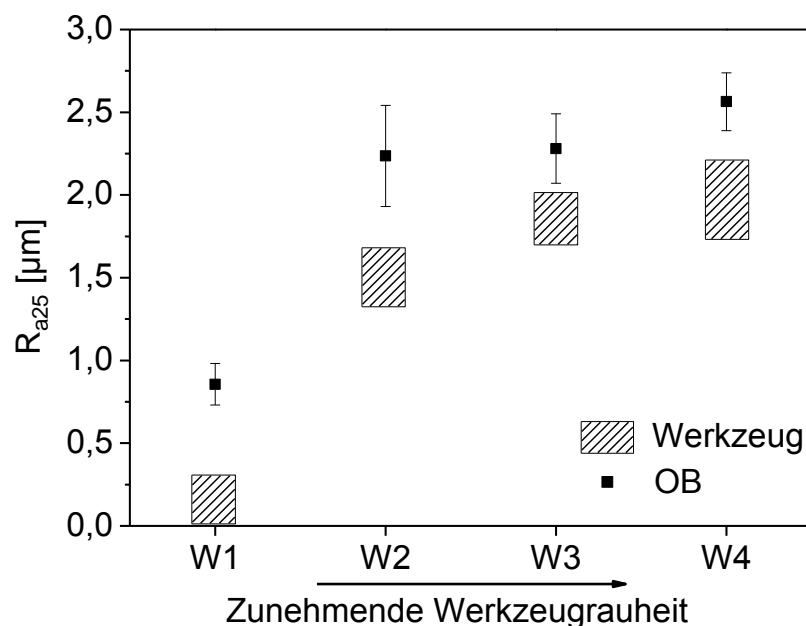


Abb. 4.4: Mittenrauheit der GF/PC-Organobleche in Abhängigkeit der Werkzeugrauheit

Bedingt durch die Eigenstruktur der gewebeverstärkten Organobleche erzeugen lokale Inhomogenitäten in der Oberfläche, wie beispielsweise Spannungsrisse oder Rovingdeformationen, eine Grundrauheit, die über der Rauheit des polierten Werkzeugs liegt. Eine Steigerung der Werkzeugrauheit addiert sich auf die materialeigene Mittenrauheit, was zu einer höheren Mittenrauheit der

Organobleche gegenüber der Werkzeugmittenrauheit führt. Die maximale Rauheit der Organobleche liegt dagegen im Streubereich der Werkzeugrauheit.

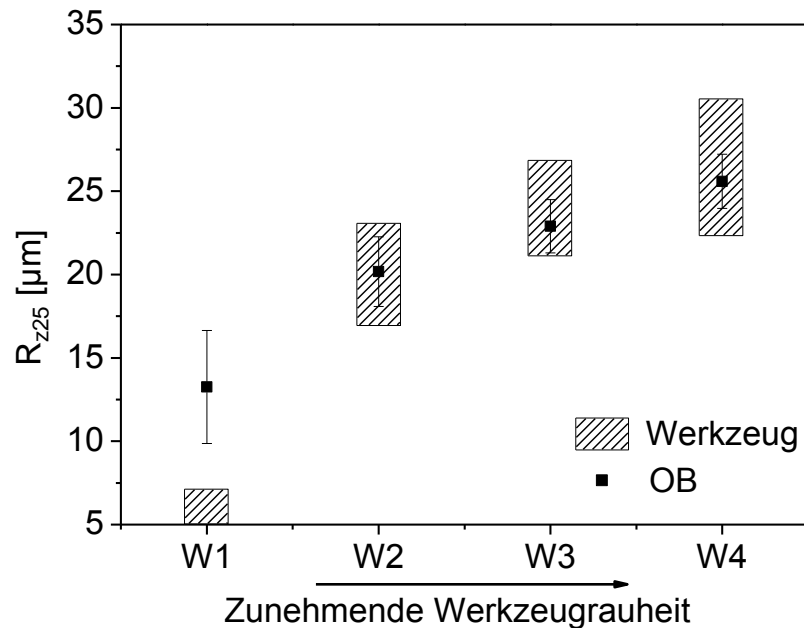


Abb. 4.5: Maximale Rauheit R_{z25} der GF/PC-Organobleche in Abhängigkeit der Werkzeugrauheit

Da der Glanzgrad proportional zur Rauheit mit geringerem Aufwand zu bestimmen ist, wird er in industriellen Anwendungen gern als Kenngröße verwendet. Während die auf dem polierten Werkzeug hergestellten Organobleche eine hochglänzende Oberfläche aufweisen, besitzen sämtliche auf den gestrahlten Werkzeugen verarbeiteten Organobleche matte Oberflächen (vgl. Abb. 4.6). Im Vergleich der Glanzgrade der GF/PC-Organobleche mit Literaturwerten von endlackierten Aluminiumblechen erreichen die Organobleche vergleichbar hohe Glanzgrade. Mit steigender Rauheit fällt der Glanzgrad der Organobleche jedoch stärker ab, so dass bei ca. 2 µm Mittenrauheit nur etwa 1/4 des Glanzgrades der lackierten Aluminium-Probekörper erreicht wird [144]. Da OB-Bauteile ähnlich wie Metallbauteile in Sichtenanwendungen lackiert werden, besitzt die Auswertung des Glanzgrades unlackierter Organobleche nur bedingte Aussagekraft.

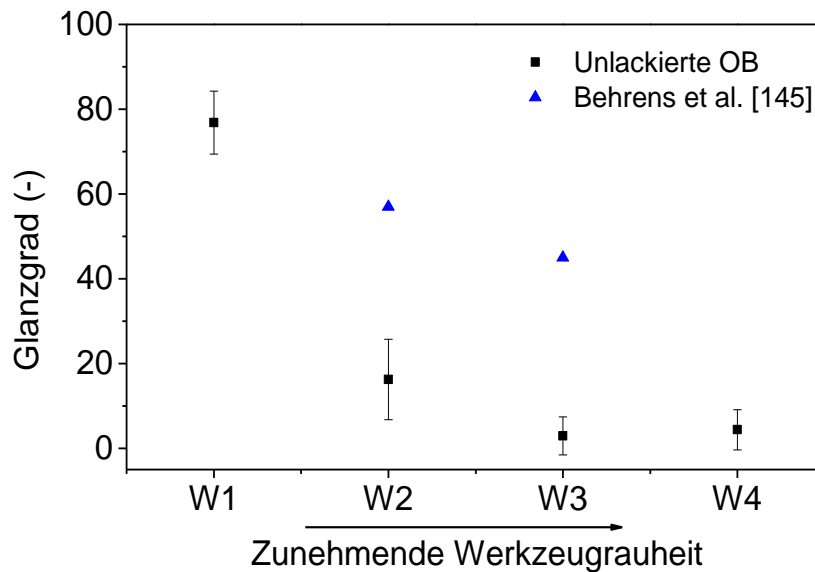


Abb. 4.6: Glanzgrade der Organoblechoberflächen in Abhängigkeit der Werkzeugrauheit

Die maximale Welligkeit W_{z25} der Organobleche wird von der Werkzeugrauheit nur in geringem Maße beeinflusst (vgl. Abb. 4.7). Zwar steigt die maximale Welligkeit W_{z25} tendenziell mit steigender Werkzeugrauheit an, jedoch liegt der Zuwachs mit ca. $0,5 \mu\text{m}$ um den Faktor 20 unter der Zunahme der maximalen Rauheit der Organobleche. Da die periodische Welligkeit weitgehend durch die thermischen Eigenschaften der heterogen verteilten Matrix und Verstärkungsfasern bestimmt wird und die Rauheit, die durch Strahlmittel beeinflussten Werkzeuge, eine stochastisch verteilte Unebenheit der Oberfläche darstellt, kann eine kausale Kopplung der beiden Kennwerte ausgeschlossen werden. Der Anstieg von R_{z25} kann sich durch die in den Normen definierten Auswertalgorithmen auch auf langwelligere Strukturgrößen wie W_{z25} auswirken, da die Trennung von Rauheits- und Welligkeitsbereich an der Grenzwellenlänge λ_c mit einer endlichen Flankensteilheit erfolgt. Dieser Zusammenhang führt zu einem signifikanten Anstieg von W_{z25} bei kleiner werdender Grenzwellenlänge λ_c .

Wie in Kapitel 2.4.4 erläutert, entstehen in heterogen zusammengesetzten Werkstoffen bei deren Verarbeitung Spannungen zwischen den Materialpartnern. Um den Einfluss von Spannungsrelaxationen auf die Oberflächenwelligkeit zu untersuchen, wurden die Oberflächen der spannungsrisseanfälligen GF/PC-Organobleche unmittelbar nach der Herstellung sowie nach 14 Tagen charakterisiert. Während sich die Rauheitskennwerte nach 14 Tagen nicht messbar veränderten, liegt die Zunahme der maximalen Welligkeit bei bis zu 45

%. Da die Standardabweichung ebenfalls deutlich zunimmt und auf eine gesteigerte Inhomogenität der Oberfläche schließen lässt, kann daher nicht von einer signifikanten Zunahme der Welligkeit gesprochen werden (vgl. Abb. 4.7). Jedoch zeigt die subjektive Betrachtung der auf dem polierten Werkzeug W1 verarbeiteten Probe auf der Oberfläche ein klar erkennbares Spannungsrissmuster entlang der Faserstruktur. Ein vergleichbarer Effekt kann auf den Proben mit matten Oberflächen nicht beobachtet werden.

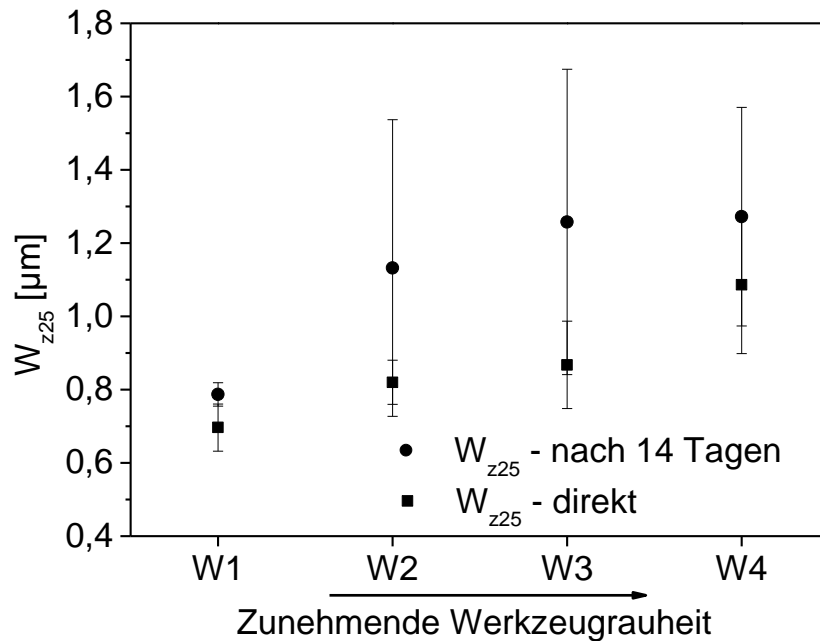


Abb. 4.7: Maximale Welligkeit W_{z25} der GF/PC-Organobleche in Abhängigkeit der Werkzeugrauheit

Als Ergebnis kann festgehalten werden, dass strukturierte Werkzeugoberflächen einen maßgeblichen Einfluss auf Organoblechoberflächen besitzen und eine Überlagerung von schwindungsinduzierter und werkzeuginduzierter Struktur erfolgt. Dadurch wird eine Abschwächung der charakteristischen Oberflächentextur erreicht. Je höher die werkzeuginduzierte gemittelte Rautiefe ist, desto unschärfer sind die Grenzen des jeweiligen Verstärkungsmusters wahrnehmbar. Während die Welligkeit nur geringfügig durch die Werkzeugrauheit modifiziert wird, formt sich die Werkzeugrauheit in die Organobleche ab. Die polymere Deckschichtdicke von im Mittel 10-20 µm ist hierfür ausreichend dimensioniert. Die gesteigerte Rauheit führt zu einem Abfall des Glanzgrades. Da die Strukturwahrnehmung des menschlichen Auges auf matten Oberflächen stark

eingeschränkt ist, wird im Extremfall (Proben hergestellt mit Werkzeug W4) die vorhandene Welligkeit vom Betrachter nicht wahrgenommen (vgl. Abb. 4.8).

Weiterhin wurde im Rahmen der Analyse festgestellt, dass die in den Organoblechen gespeicherten thermischen Spannungen aus der Verarbeitung sich in Form lokalen Materialversagens durch Mikrorissbildung an der Bauteiloberfläche abbauen. Dies führt zu einem Anstieg der Welligkeitskennwerte.



Abb. 4.8: Oberflächenwahrnehmung von Organoblechen mit vergleichbarer absoluter Welligkeit, links: W4, gestrahlt, rechts: W1, poliert

Sofern für eine Sichtanwendung matte Oberflächen gefordert sind, können über gezielt strukturierte Werkzeuge Organoblechbauteile hergestellt werden, die keiner Nachbehandlung in Form einer separaten Mattlackierung oder Folierung bedürfen. Die systemimmanente Welligkeit wird in diesem Fall durch eine erhöhte Rauheit kaschiert.

4.2 Gewebeparametereinflüsse auf die Oberflächeneigenschaften

Im Folgenden wird der Einfluss der Gewebeparameter Faserdurchmesser d und Maschenweite w auf die Oberflächenwelligkeit untersucht. Die systematische Untersuchung der Gewebeparameter d und w erfolgt mit den 14 in Tabelle 3-3 dargestellten Stahldrahtgeweben und den in Kapitel 3.2.3 gezeigten Prozessbedingungen. Wie in Abb. 4.9 dargestellt ist, steigt die maximale Welligkeit W_{z25} mit zunehmendem Faserdurchmesser bzw. Maschenweite an. Die Welligkeiten der Gewebe mit Faserdurchmessern d zwischen 25 μm und 50 μm unterscheiden sich kaum und schwanken um einen gemeinsamen Mittelwert von $W_{z25} \approx 0,3 \mu\text{m}$. Dies resultiert aus dem maximalen Auflösungsvermögen des verwendeten Weißlichtprofilometeraufbaus, welches bei etwa 0,3 μm liegt. Eine durch das Gewebe verursachte periodische Oberflächentextur unterhalb dieser Grenzamplitude kann vom Messgerät nicht mehr aufgelöst werden.

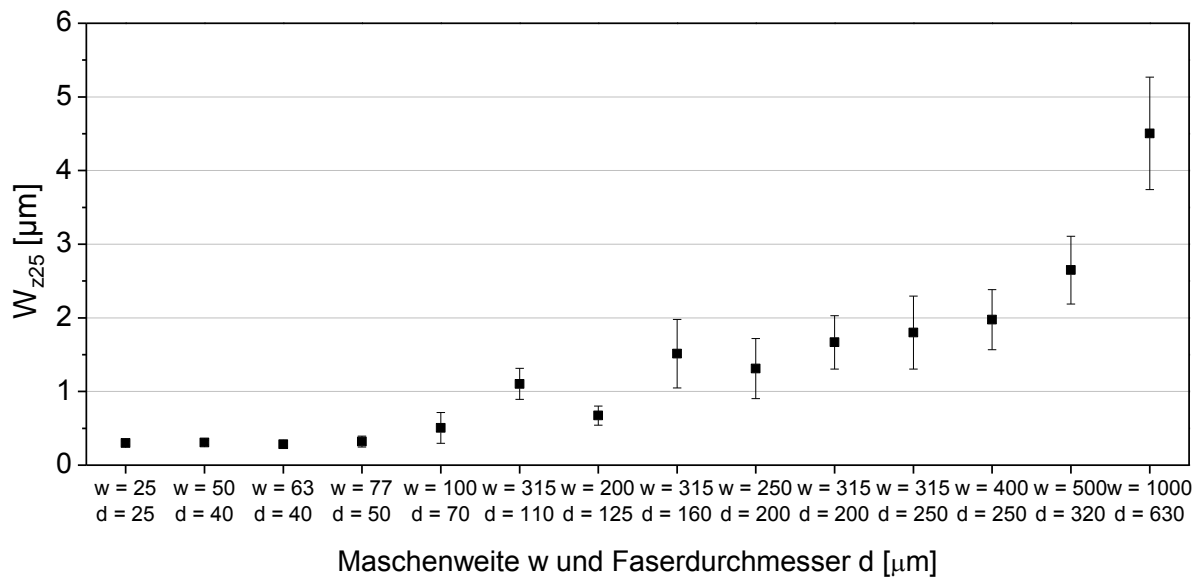


Abb. 4.9: Maximale Welligkeit W_{z25} in Abhängigkeit von Faserdurchmesser d und Maschenweite w für die 14 untersuchten Stahldrahtgewebe

Für das größte untersuchte Gewebe beträgt die maximale Welligkeit etwa $4,5 \mu\text{m}$. Für Filamentgewebe in technischen Applikationen ergeben sich in Abhängigkeit der eingesetzten Faserarchitektur, der Garnfeinheit und dem Faservolumengehalt Rovinghöhen zwischen 100 und $200 \mu\text{m}$ [145]. Stahldrahtgewebe mit vergleichbarem Faserdurchmesser erzielen in dieser Studie maximale Welligkeiten im Bereich von 1 bis $2 \mu\text{m}$.

Zur gezielten Betrachtung der Auswirkung variabler Faserdurchmesser wurden Organobleche mit konstanter Maschenweite $w = 315 \mu\text{m}$ untersucht. Der Faserdurchmesser variiert von $110 \mu\text{m}$ bis $250 \mu\text{m}$ bei ansonsten identischem Laminataufbau und zeigt eine Zunahme der Welligkeit mit steigendem Faserdurchmesser. Unter der Annahme, dass sich die Welligkeit aus der Differenz der negativen Wärmedehnungen zwischen faser- und matrixreicher Zone ergibt, wird eine lineare Zunahme der Welligkeit mit steigendem Faserdurchmesser erwartet (siehe Gl.(5.0)). Unter Einbezug der Standardabweichungen der Messwerte kann eine lineare Abhängigkeit der Welligkeit vom Faserdurchmesser auch in den Versuchsdaten erkannt werden (vgl. Abb. 4.10).

Wird anstatt der Maschenweite der Faserdurchmesser konstant gehalten und der Einfluss der Maschenweite auf die maximale Welligkeit untersucht, ergibt sich das in Abbildung 4.11 gezeigte Bild.

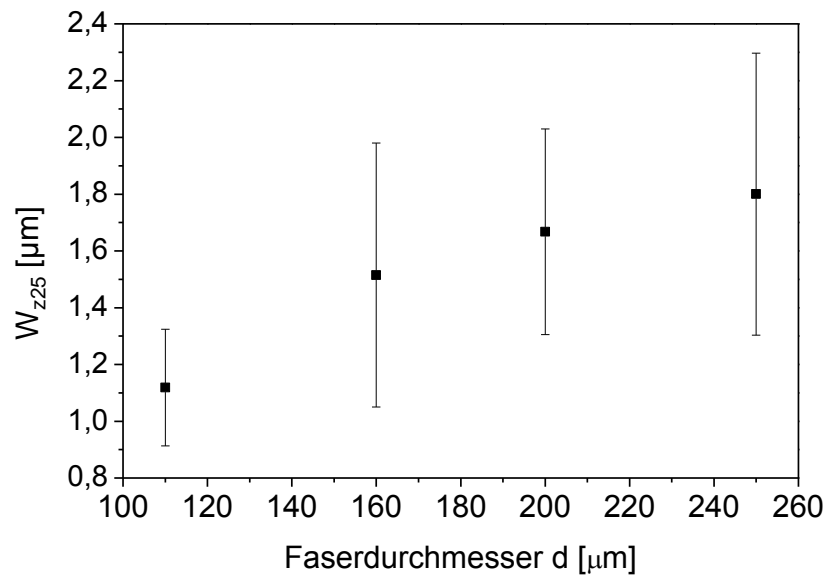


Abb. 4.10: Maximale Welligkeit W_{z25} in Abhängigkeit vom Faserdurchmesser d

Eine Vergrößerung der Maschenweite erhöht moderat die maximale Welligkeit. Da sich die Welligkeit als eindimensionale Größe aus der Profildifferenz senkrecht zur Oberfläche ergibt, die Volumenschwindung von Faser und Matrix jedoch in allen drei Raumrichtungen erfolgt, führt eine Vergrößerung der Maschenweite zu einer Vergrößerung des schwindenden Maschenvolumens.

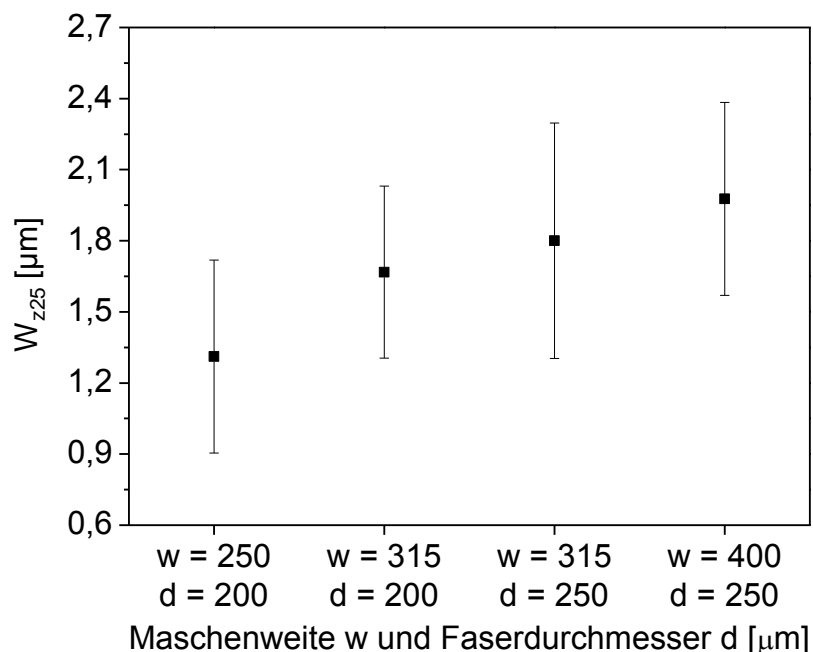


Abb. 4.11: Maximale Welligkeit W_{z25} in Abhängigkeit der Maschenweite

Am Gewebebeispiel mit $d = 250 \mu\text{m}$ werden grundlegende Zusammenhänge verdeutlicht. Die theoretische Wärmedehnung senkrecht zur Oberfläche bleibt

aufgrund gleicher Faserquerschnitte konstant. Wird eine Gewebemasche vereinfacht als Quader angenommen, ergeben sich die Maschenvolumen als

Gewebe mit $w = 315 \mu\text{m}$, $d = 250 \mu\text{m}$:

$$V_0 = w^2 \cdot d = 315 \mu\text{m} \cdot 315 \mu\text{m} \cdot 250 \mu\text{m} = 24.806.250 \mu\text{m}^3 \quad (4.0)$$

und für das Gewebe mit $w = 400 \mu\text{m}$, $d = 250 \mu\text{m}$:

$$V_0 = w^2 \cdot d = 400 \mu\text{m} \cdot 400 \mu\text{m} \cdot 250 \mu\text{m} = 40.000.000 \mu\text{m}^3 \quad (4.0)$$

Zur Berechnung der Volumendehnung gilt:

$$\Delta V = V_0 \cdot 3\alpha_{th} \cdot \Delta T \quad (4.0)$$

Eine Vergrößerung der Maschenweite von $315 \mu\text{m}$ auf $400 \mu\text{m}$ führt folglich zu einer um 61 % größeren Volumenschwindung. Da die Schwindung in allen drei Raumrichtungen erfolgt, im Faserverbundwerkstoff komplexe thermo-mechanische Interaktionen zwischen Faser und Matrix zu Spannungen führen, aus denen ggf. eine Schwindungsbehinderung resultiert, fallen die mittleren Zunahmen der maximalen Welligkeit mit 26,9 % für einen Faserdurchmesser von $d = 200 \mu\text{m}$ bzw. 8,3 % für einen Faserdurchmesser von $d = 250 \mu\text{m}$ geringer als die Zunahme der Volumenschwindung aus.

Die Gewebeparameter Faserdurchmesser d und Maschenweite w besitzen einen maßgeblichen Einfluss auf die resultierende Oberflächenwelligkeit. Sowohl eine Zunahme von Faserdurchmesser als auch der Maschenweite erhöhen signifikant die Welligkeit. Ein Organoblech aus einem Stahldrahtgewebe mit einem Faserdurchmesser von $d = 50 \mu\text{m}$ ergibt messtechnisch und auch in der subjektiven menschlichen Wahrnehmung eine Grenzwelligkeit, unterhalb derer keine weitere Reduktion der Welligkeit mehr ermittelt werden konnte.

4.3 Prozessparametereinflüsse während variothermer Verarbeitung

Zur Beurteilung der Einflüsse von Prozessparametervariationen wurden neben Versuchen im Labormaßstab aus den beiden letzten Unterkapiteln das in Kapitel 3.2.3 beschriebene induktiv beheizte Tauchkantenwerkzeug im Technikumsmaßstab genutzt. Das Ziel der entsprechenden Versuche war es, ein Verständnis für die Eigenheiten der variothermen Verarbeitung zu gewinnen und optimierte Prozessparameter für eine möglichst ebene Bauteiloberfläche zu

verifizieren. Abb. 4.12 zeigt die finalen Prozessparameter eines Verarbeitungszyklus. Da bereits imprägnierte und konsolidierte Organobleche verarbeitet wurden, dient die Haltezeit bei Temperatur HT1 lediglich der Homogenisierung der Temperatur in der Ebene. Dies ist nötig, da die relativ nah unter der Werkzeugoberfläche verlegten Induktionskanäle zu einer instationär inhomogenen Temperaturverteilung in der Fläche führen, die sich nach Erreichen der Zieltemperatur mit der Zeit abbaut. Der maximale Pressdruck von 200 bar wird nach Abschluss der Aufheiz- und Homogenisierungsphase appliziert, um ein unkontrolliertes Abfließen der Organoblechmatrix in der nicht vollständig gefüllten Werkzeugkavität zu reduzieren. Auf Grund der sich aufbauenden thermischen Spannungen im System Organoblech wird bei Temperatur HT2 eine Haltezeit eingefügt, um eine Spannungsrelaxation innerhalb der Matrix zu ermöglichen. Der Einfluss der Haltetemperatur HT2 wurde bei den drei Temperaturen 130 °C, 150 °C und 170 °C rund um den Glasübergangspunkt des Polycarbonats mit $T_g = 147$ °C untersucht. Da sich die Mobilität der Makromoleküle und somit auch das Relaxationsverhalten im Bereich der Glasübergangstemperatur drastisch ändern, wird ein Einfluss auf die resultierende Welligkeit erwartet. Der Kühlgradient von HT2 auf RT beträgt, identisch zu den Versuchen aus Kapitel 4.1, 50 K/min.

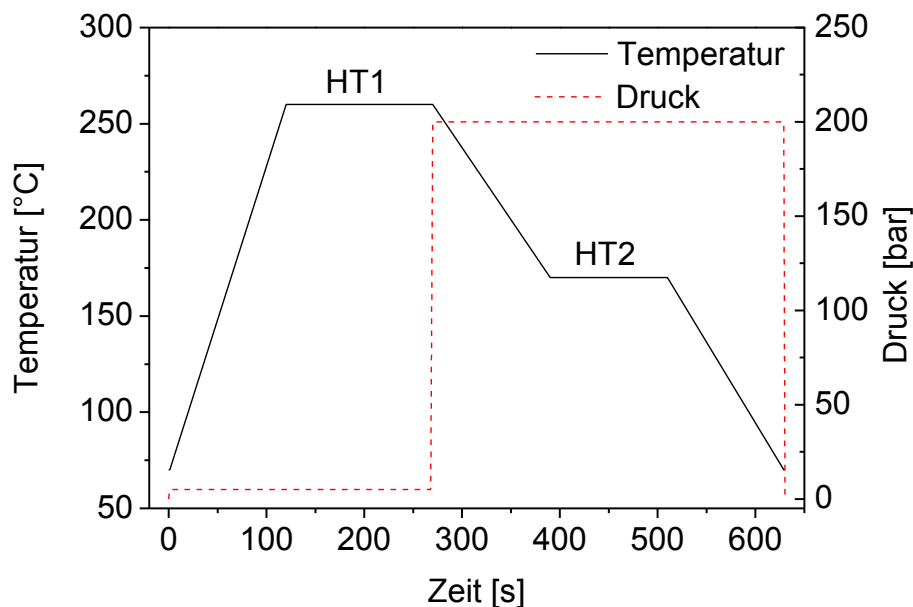


Abb. 4.12: Finale Prozessparameter der variothermen Verarbeitung

Abb. 4.13 zeigt den signifikanten Abfall der maximalen Welligkeit W_{z25} mit steigender Haltetemperatur. Die rasche Abkühlung auf HT2 führt zu einer inhomogenen Temperaturverteilung im Werkzeug sowie zu inneren Spannungen

in den Organoblechen. Liegt die Haltetemperatur HT2 bei oder oberhalb von T_g des Polykarbonats erfolgt bei gegebenen Prozessbedingungen eine Homogenisierung und Spannungsrelaxation des Materials. Die zur Homogenisierung der Oberfläche notwendige Haltetemperatur wurde für alle Folgeversuche auf $HT2 = 170\text{ °C}$ festgelegt.

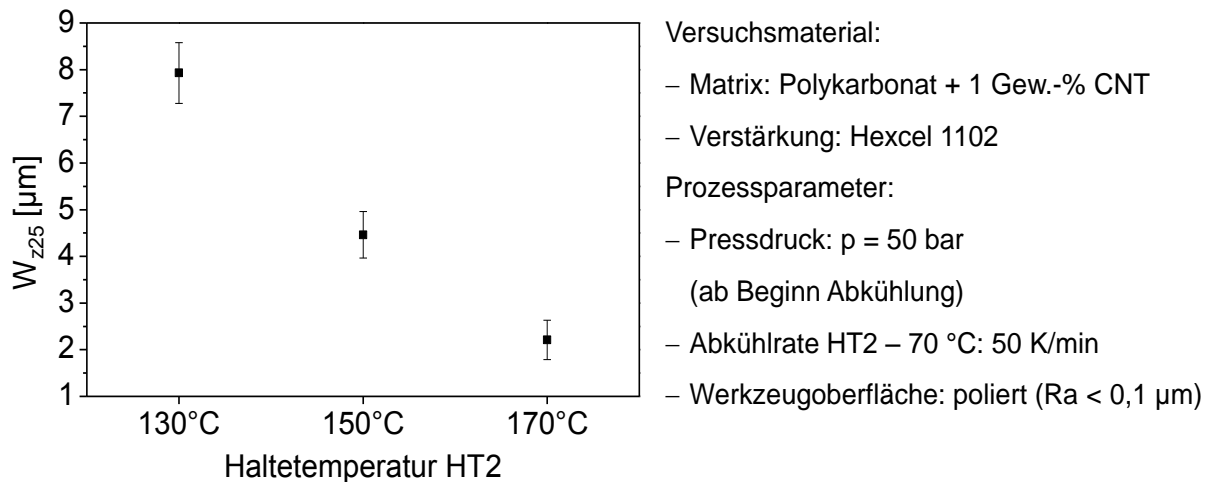


Abb. 4.13: Einfluss der Haltetemperatur HT2 auf die maximale Welligkeit der GF/PC-Organobleche

Die Auswirkungen eines veränderten Prozessdrucks wurden in einer Versuchsreihe mit vier verschiedenen Pressdrücken von 25 bar, 50 bar, 100 bar und 200 bar überprüft. Eine Steigerung des Pressdrucks von 25 auf 200 bar verringert kontinuierlich die maximale Welligkeit W_{z25} von ca. 3 µm auf 1,6 µm (vgl. Abb. 4.14). Eine Erhöhung des Pressdrucks führt zu erhöhten Spannungen im Organoblech, die lokal die Fließgrenze des Polykarbonats überschreiten. Dies reduziert die resultierenden Welligkeitskennwerte.

Globale Pressdrücke von bis zu 200 bar können eventuell Faserschädigungen hervorrufen, da die lokalen Spannungen in der Kontaktfläche zweier sich gegenseitig berührender Fasern die Bruchspannung überschreiten können. Aus diesem Grund wurden die verpressten Organobleche in Zugversuchen in Anlehnung an DIN EN ISO 527 auf ihre Steifigkeit sowie Festigkeit geprüft.

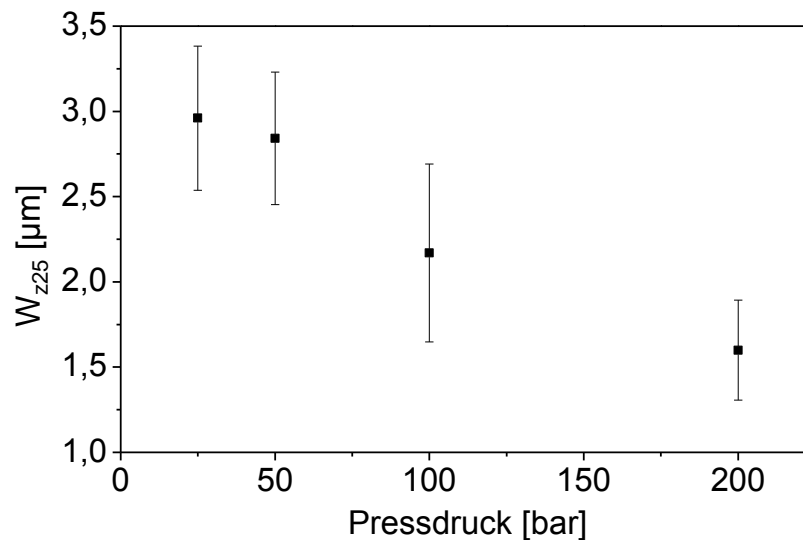


Abb. 4.14: Einfluss des Pressdrucks auf die maximale Welligkeit der GF/PC-Organobleche

Abb. 4.15 zeigt die auf den Kennwert bei 25 bar Pressdruck normierten zugmechanischen Eigenschaften der GF/PC-Organobleche. Während der Elastizitätsmodul über den Pressdruck weitgehend konstant bleibt, fällt die Zugfestigkeit um ca. 6 % ab. Der Abfall in der Zugfestigkeit deutet auf eine Faserschädigung hin. Hohe Prozessdrücke sind somit zur Qualitätssteigerung der Oberfläche geeignet, können allerdings auch zu einer Faserschädigung und damit mechanischen Schwächung der Bauteile führen. Da das wesentliche Ziel der Untersuchungen in der Optimierung der optischen Eigenschaften der Organoblechoberflächen liegt, wurde für die weiteren Versuche trotz des leichten Rückgangs in der mechanischen Performance ein Pressdruck von 200 bar verwendet.

Darüber hinaus wurde die Abkühlrate des Temperaturintervalls 170 – 70 °C variiert, um ihren Einfluss auf die Oberfläche zu klären. In der Literatur existieren gegensätzliche Aussagen zum Einfluss der Abkühlrate. Während Blinzler eine reduzierte Welligkeit mit steigender Abkühlrate postuliert, konnten Herring und Fox einen negativen Effekt einer erhöhten Abkühlrate auf die Oberflächeneigenschaften nachweisen [18, 135]. Die zwei in dieser Arbeit genutzten Abkühlraten $\Delta T/t$ betragen gemessene 6 K/min bzw. 46 K/min. Die anschließende Oberflächencharakterisierung zeigte keine signifikanten Einflüsse der Abkühlrate, weswegen alle Folgeversuche mit der höheren Abkühlrate durchgeführt wurden.

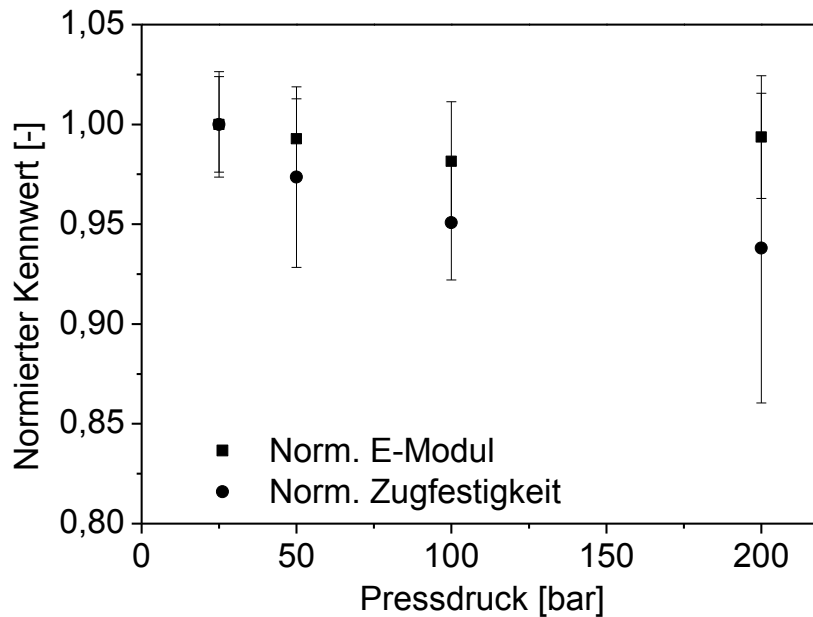


Abb. 4.15: Einfluss des Pressdruckes auf die zugmechanischen Eigenschaften der untersuchten GF/PC-Organobleche

4.4 Variation der Laminatzusammensetzung

Die in zahlreichen Arbeiten nachgewiesenen Einflüsse von Oberflächenmodifikationen in Faserverbundwerkstoffen wurden auch für die verwendete variotherme Werkzeugtechnologie untersucht. Im Rahmen der Arbeit wurde der Einfluss einer stoffgleichen polymeren Deckschicht sowie von Wirrglasfaservliesen untersucht (siehe Kap. 3). Variiert wurde sowohl die Deckschichtdicke in 100 μm -Schritten von 0 μm auf 300 μm als auch die Anzahl der in der Deckschicht eingesetzten Wirrfaservliese von 1 bis 3 Lagen. Um den Faservolumengehalt weitgehend konstant zu halten, wurden bei Einsatz der Wirrfaservliese in der Decklage zusätzliche PC-Folien auf der Oberfläche integriert.

Um einen Prozessvergleich zwischen isothermer und variothermer Verarbeitung zu ermöglichen, wurde die komplette Versuchsreihe bei vergleichbaren und jeweils optimierten Prozessbedingungen mit dem isothermen und dem variothermen Plattenwerkzeug durchgeführt (vgl. Abb. 4.12 und Tabelle 3-4).

Die Ergebnisse der isothermen Verarbeitung zeigt Abb. 4.16. Ausgehend von einem maximalen Welligkeitsniveau von ca. 3,8 μm bei einer Dicke der Deckschicht von 0 μm reduziert sich die Welligkeit bei Erhöhung der Deckschichtdicke auf 300 μm auf etwa 2,8 μm und damit um etwa 26 %. Das Einbringen zusätzlicher Vlieslagen in die Oberfläche reduziert die Welligkeit auf

etwa 3 μm , wobei kein Unterschied für verschiedene Anzahl an Vlieslagen existiert. Ein weiterer interessanter, jedoch schwer messbarer Faktor ist die Reduktion der stark richtungsabhängigen Oberflächentextur. Die isotrope Faserorientierung in den Wirrglasvliesen kaschiert zum Teil die darunterliegende Gewebestruktur. Auch wenn die absolute Reduktion der Welligkeit nur etwa 20 % beträgt, wird die vom Auge wahrgenommene Homogenität der Oberfläche stark verbessert.

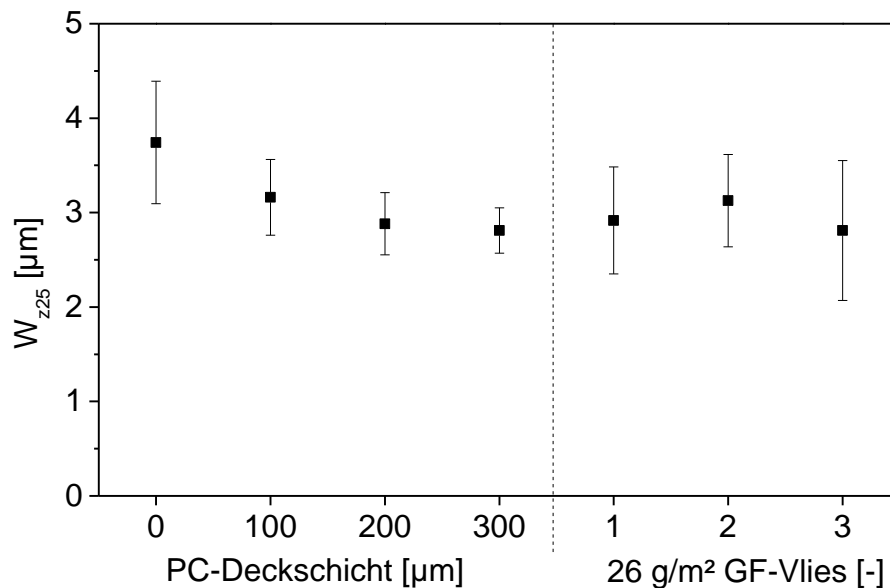


Abb. 4.16: Einflüsse von polymerer Deckschichtdicke und Wirrglasfaservliesen auf die maximale Welligkeit während isothermer Verarbeitung

Die variotherm durchgeführten Versuche führten zu vergleichbaren Ergebnissen wie die isothermen Versuche. Eine Erhöhung der Dicke der polymeren Deckschicht von 0 μm auf 300 μm führte zu einer Reduktion der maximalen Welligkeit von ca. 27 %. Bei Einsatz von Wirrfaservliesen können die gleichen texturmildernden Effekte wie bei der isothermen Verarbeitung beobachtet werden.

Als Referenzoberfläche wurde aus Polykarbonatfolie eine kompakte Platte gepresst, die als homogenes Material keine Eigenstruktur oder Textur auf der Oberfläche abbildet, sondern nur die polierte Werkzeugoberfläche eingepreßt hat. Auf Grund der messtechnischen, rechnergestützten Auswertung ergibt sich eine maximale Welligkeit W_{z25} von 0,5 μm . Dies entspricht der internen „Class-A“-Referenz, da eine spiegelnde, ebene Oberfläche vorliegt.

Die Kombination einer 300 μm dicken Deckschicht und zusätzlich 3 Vlieslagen in der Oberfläche führt zu einer maximalen Welligkeit, die in etwa der Probe mit einer

reinen polymeren Deckschicht von 300 μm Dicke entspricht. Allerdings addieren sich die positiven Effekte und führen zu einer Oberfläche die hinsichtlich der subjektiven Wahrnehmung die beste Oberfläche im Versuchsfeld erzeugt, die jedoch nicht an die interne „Class-A“-Referenz heranreicht.

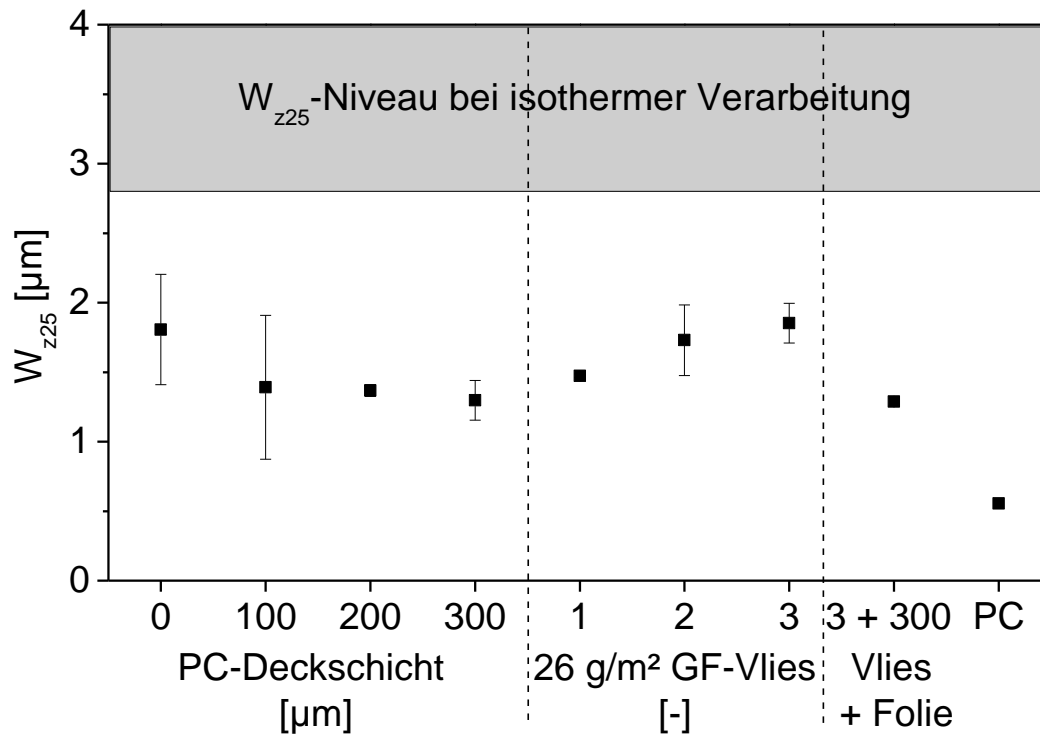


Abb. 4.17: Einflüsse von polymerer Deckschichtdicke und Wirrglasfaservliesen auf die maximale Welligkeit variotherm verarbeiteter Organobleche

Die welligkeitsreduzierenden Eigenschaften von polymeren Deckschichten und Wirrfaservliesen können auch bei variotherm verarbeiteten Organoblechen nachgewiesen werden. Die Welligkeit der Benchmarkoberfläche (PC-Platte) stimmt mit den experimentellen Befunden aus Kapitel 4.2 überein, nach der unterhalb von $W_{z25} = 0,5 \mu\text{m}$ keine Welligkeit mehr wahrgenommen werden kann. Darüber hinaus führt der Vergleich zwischen isothermer und variothermer Verarbeitung über alle untersuchten Laminatkonfigurationen zu einer um 40 bis 50 % geringeren maximalen Welligkeit der variotherm verarbeiteten Organobleche (vgl. Abb. 4.17). Da eine identische Laminatzusammensetzung sowie jeweils für den Prozess optimierte Prozessparameter verwendet wurden, müssen die Unterschiede in der Art der Prozessführung begründet liegen.

5 Modellbildung und Simulation

Die beobachteten Unterschiede in der Welligkeit zwischen isothermer und variothermer Verarbeitung können mit bisher existierenden Modellen nicht beschrieben werden. Das folgende Kapitel beschäftigt sich deshalb mit der Entwicklung eines funktionellen Prozessmodells, welches die beobachteten Phänomene beschreibt sowie mit dem Aufbau eines FE-Simulationsmodells. Die Prozesssimulation dient der Vorhersage der Oberflächeneigenschaften während der variothermen Prozessführung sowie im Fall ebener Scherung.

5.1 Entwicklung eines Prozessmodells der Oberflächenausbildung von FKV

Die existierenden Modelle zur Oberflächenausbildung von Faserverbundwerkstoffen bauen auf der lokal differierenden Schwindung zwischen matrix- und faserreichen Zonen auf, die aus den unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Faser und Matrix resultiert (vgl. Kap.2.4.4 und 2.4.5). Zur Berechnung der thermisch induzierten maximalen Welligkeit wird ein Querschnitt durch die in Abb. 2.21 gezeigte Einheitszelle herangezogen. Der Schnitt erfolgt diagonal, da an den Kreuzungspunkten von Kett- und Schussfaden ein maximaler Faservolumengehalt vorliegt und die Differenz der Schwindung dadurch maximal wird. Durch den symmetrischen Aufbau an dieser Schnittstelle kann die Berechnung auf die obere Hälfte des Querschnitts vereinfacht werden. Zusätzlich wird der elliptische Faserquerschnitt vereinfacht kreisförmig dargestellt.

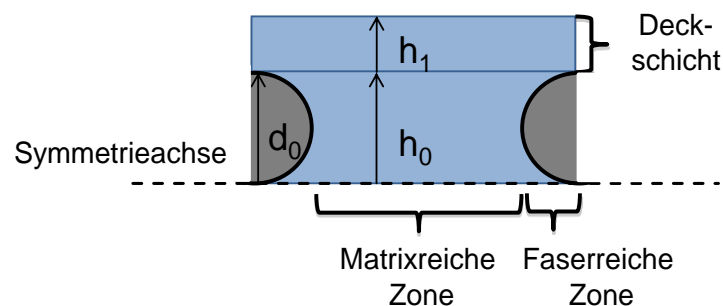


Abb. 5.1: Idealisierter Querschnitt diagonal durch eine Einheitszelle aus Leinwandgewebe und homogener Deckschicht

Die thermisch bedingte Welligkeit W_z (Profiltiefe) lässt sich aus der Differenz der Wärmedehnung von faserreicher Zone und Deckschicht Δd_F und matrixreicher Zone und Deckschicht Δh_M errechnen.

$$\Delta d_F = d_0 \alpha_F \Delta T + h_1 \alpha_M \Delta T \quad (5.0)$$

$$\Delta h_M = h_0 \alpha_M \Delta T + h_1 \alpha_M \Delta T \quad (5.0)$$

$$W_z = |h_0 \alpha_M \Delta T + h_1 \alpha_M \Delta T| - |d_0 \alpha_F \Delta T + h_1 \alpha_M \Delta T| ; \text{ wobei } h_0 = d_0 \quad (5.0)$$

$$\Leftrightarrow W_z = |h_0 \alpha_M \Delta T| - |d_0 \alpha_F \Delta T| \quad (5.0)$$

mit α_M = Wärmeausdehnungskoeffizient der Matrix

α_F = Wärmeausdehnungskoeffizient der Faser

h_0 = Ausgangshöhe der Matrix

h_1 = Ausgangshöhe der Deckschicht

d_0 = Anfangsdurchmesser der Faser bzw. des Rovings

ΔT = Temperaturdifferenz

Das Vorhandensein einer homogenen Deckschicht spielt für die, aus rein thermischer Schwindung, resultierende Welligkeit keine Rolle, da der Betrag ihrer Schwindung über faser- und matrixreicher Zone identisch ist. Das Modell ermöglicht auf einfache Weise eine analytische Abschätzung der zu erwartenden Welligkeit im Faserverbundwerkstoff. Die wichtigsten Vereinfachungen dieses eindimensionalen Modells sind:

- Annahme einer homogenen Deckschichtdicke
- keine Berücksichtigung der volumetrischen Schwindung
- keine Berücksichtigung mechanischer Eigenschaften der Komponenten

Abb. 5.2 zeigt auf der linken Seite die Welligkeitsentwicklung unter alleiniger Berücksichtigung der thermischen Schwindung während des Thermoformens mit steifen Werkzeugen. Unter der Annahme, dass zum Zeitpunkt t_0 (Polymer schmelzflüssig; $T = T_{\max}$) die ebene Werkzeugoberfläche ideal vom FKV abgeformt wird, beginnt das Faserverbundbauteil direkt nach Werkzeugkontakt zu erkalten und somit zu schwinden. Die lokalen Schwindungsunterschiede führen zur Ausbildung der charakteristischen Welligkeit, die nach Gleichung (5.0) von der Höhe der Einheitszelle, den temperatur- und druckabhängigen Wärmeausdehnungs-koeffizienten sowie der maximalen Temperaturdifferenz des Faserverbundbauteils $\Delta T = (T_{OB}(t_0) - T_{OB}(RT))$ während der Verarbeitung abhängt. Da die materialspezifischen Eigenschaften (Höhe der Einheitszelle, α_{th})

weitgehend prozessunabhängig sind, bestimmt die Temperaturdifferenz als prozessabhängige Größe die absolute Welligkeit W_z .

Die sich ergebenden Unterschiede in den maximalen Welligkeiten zwischen iso- und variothermer Verarbeitung der Organobleche in Kapitel 4.4 lassen sich über diesen Zusammenhang nicht erklären. Die Oberflächenqualität beim isothermen Thermoformen nimmt mit zunehmender Umformtemperatur der Organobleche zu, steht also entgegengesetzt proportional zum Temperatureinfluss der thermisch induzierten Welligkeit. Bei variothermer Verarbeitung spielt die maximale Organoblechtemperatur, und damit die Temperaturdifferenz, für eine möglichst ebene Oberfläche hingegen keine Rolle, sofern ein vollständiges Erweichen der Matrix gewährleistet ist. Der wesentliche, qualitätsbestimmende Unterschied in der Prozessführung des variothermen Thermoformens besteht in der gesteuerten Temperaturführung während der Abkühlphase. Während übliche Abkühlraten beim isothermen Thermoformen bei 50 – 100 K/s liegen, können bei variothermer Verarbeitung in Abhängigkeit der Randbedingungen Abkühlraten um 1 K/s erreicht werden. Daraus resultiert ein verlängertes Prozessfenster für die variotherme Prozessroute. Aus dieser Erkenntnis leitet sich das folgende thermo-rheologische Prozessmodell ab (vgl. Abb. 5.2).

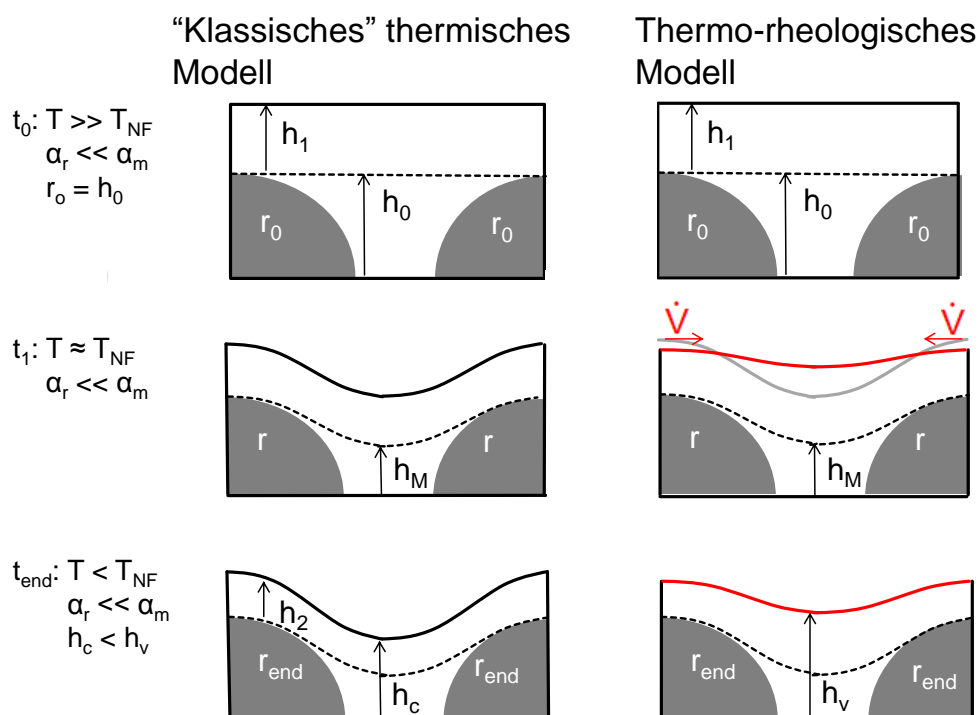


Abb. 5.2: Vergleich von rein thermischem und neu entwickeltem thermo-rheologischem Prozessmodell

Im Gegensatz zum rein thermischen Modell müssen die rheologischen Eigenschaften der Matrix in die Oberflächenentwicklung einbezogen werden. Genau wie die deutlich reduzierte Viskosität der Matrix eine Drapierung der Verstärkungsstruktur während des Thermoformens erlaubt, beeinflusst sie auch die Oberflächeneigenschaften. Unter der Annahme, dass zum Zeitpunkt t_0 die ebene Werkzeugoberfläche ideal vom FKV abgeformt wird, beginnt das Organoblech beim Werkzeugkontakt direkt zu erkalten. Da die Werkzeugsteifigkeit mehrere Dekaden über der Steifigkeit der schmelzflüssigen Matrix liegt, wird davon ausgegangen, dass keine Werkzeugdeformation durch die Welligkeit der Organobleche stattfindet. Demgegenüber erzeugt die einsetzende Welligkeit lokale Ablösungen der Matrix von der Werkzeugoberfläche. Dadurch entstehen in der Kontaktfläche Werkzeug-FKV lokale Spannungsspitzen in der Matrix. Diese inneren Spannungen baut die niedrigviskose Matrix über plastische Fließprozesse von den Wellenbergen in die Wellentäler ab. Die Kompensation der thermisch induzierten Welligkeit durch einen Volumenstrom der Matrix findet so lange statt, bis die sogenannte „no-flow“-Temperatur T_{NF} erreicht ist. Die T_{NF} gibt dabei die Grenztemperatur an, ab der die von außen angelegten Spannungen kleiner als die Fließspannung der Matrix sind und legt damit die Grenze plastischen Fließens fest. Das für den beschriebenen Prozess nötige Prozessfenster, welches direkt an die Abkühlrate gekoppelt ist, wird als gegeben in dem Modell angenommen. Bei weiterer Abkühlung stellt sich die klassische thermische Schwindung ein. Auf diese Weise reduziert sich die Temperaturdifferenz ΔT und führt, verglichen mit rein thermischer Schwindung zu geringeren absoluten Welligkeiten.

Zur Bestimmung der T_{NF} existiert kein standardisiertes Verfahren. Sie weichen daher und durch variierende chemische Eigenschaften je nach Quelle stark voneinander ab. Die „no-flow“-Temperatur von Polycarbonat wird in der Literatur mit einer Spanne von 172 bis 217 °C angegeben [146].

Wird das entwickelte thermo-rheologische Modell auf die in Kapitel 4.4 ermittelten maximalen Welligkeiten aus der variothermen Verarbeitung angewandt, ergibt sich das in Abb. 5.3 gezeigte Bild. Die Berechnung erfolgt mit Gleichung (5.0). Für den temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten des Polycarbonats werden die in Tabelle 3-1 genannten Werte und für die Stahlfasern ein konstanter Wärmeausdehnungskoeffizient $\alpha_{th} = 16,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ verwendet.

Verglichen mit den experimentellen Werten führt die rein thermische Schwindung zu überhöhten Welligkeitswerten. Wird eine Welligkeitskompensation durch plastisches Fließen bis zu einer Temperatur von 160 °C als möglich angenommen und eine Neuberechnung der Welligkeit mit einem $\Delta T = 160 \text{ °C} - 25 \text{ °C}$ durchgeführt, ergibt sich eine gute Übereinstimmung der analytisch berechneten Welligkeiten mit den experimentell ermittelten Welligkeiten (vgl. Abb. 5.3). Die eindimensional berechnete Welligkeit W_z berücksichtigt dabei jedoch nicht die reale volumetrische Schwindung. Zur Korrektur dessen wird die „no-flow“-Temperatur mit 160 °C niedriger als die in der Literatur beschriebenen Werte angenommen.

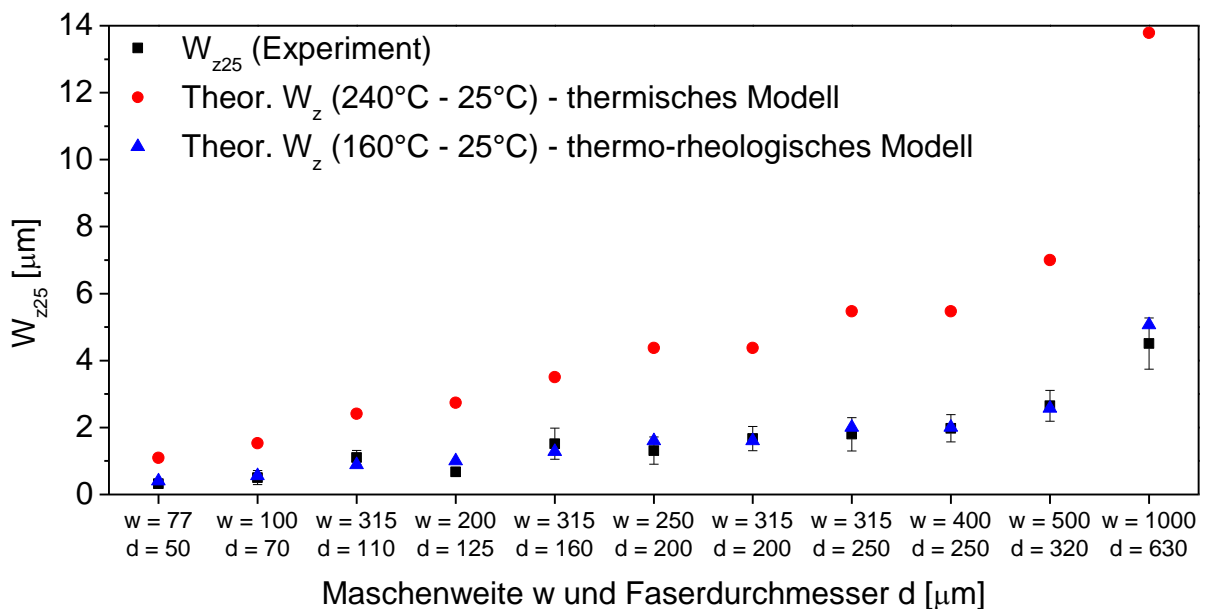


Abb. 5.3: Vergleich von rein thermischen, thermo-rheologischen und experimentellen Welligkeiten in Abhängigkeit von Faserdurchmesser d und Maschenweite w

Aufbauend auf dem klassischen thermischen Schwindungsmodell wurde ein thermo-rheologisches Prozessmodell entwickelt, welches die welligkeitskompensierenden Fließvorgänge der Matrix während der variothermen Verarbeitung beschreibt. Ein Abgleich der experimentellen Daten mit den Ergebnissen der durch das Modell berechneten Welligkeiten zeigt eine gute Übereinstimmung. Damit steht ein Mittel zur einfachen, analytischen Abschätzung der Welligkeit zur Verfügung.

5.2 Aufbau eines FE-Prozessmodells

Im folgenden Unterkapitel wird, aufbauend auf dem thermo-rheologischen Prozessmodell, eine FE-Prozesssimulation entwickelt. Die variotherme Prozesssimulation dient der Verifizierung des Prozessmodells durch Welligkeitsvorhersage an ebenen ungescherten Organoblechen, der Implementierung mechanischer Einflüsse von Faser, Matrix und Deckschichten sowie der Beschreibung des Matrixverhaltens bei ebener Gewebescherung.

In vorangegangenen Arbeiten wurde die Topografie gewebeverstärkter, thermoplastischer Faserverbundwerkstoffe mit Hilfe des FEM-Programms LS-Dyna[®] untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass sich durch Variation der Prozessparameter und des Organoblechaufbaus die Profiltiefe positiv beeinflussen lässt. Das hierfür gewählte Materialmodell bildet viskoplastisches Matrixverhalten unter Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit von E-Modul, Querkontraktion und Wärmeausdehnung ab. Das Fließen der Polymerschmelze oberhalb der T_{NF} sowie im festen Zustand wurden nicht berücksichtigt [84]. Aufbauend auf den Überlegungen im vorangegangenen Kapitel wird der Modellansatz um das Fließverhalten der Matrix erweitert. Die hierfür aufgebaute Simulation muss dabei sowohl die Polymerschmelze als Fluid, als auch die erstarrte Matrix als Festkörper abbilden können.

Da die für Simulationen verwendeten Materialmodelle in der Regel nur für bestimmte Zustandsbereiche die realen Materialeigenschaften hinreichend genau darstellen, ist es in diesem Fall nicht möglich den Abkühlvorgang von schmelzflüssiger Matrix bis zum festen Bauteil in einem Schritt zu simulieren. Die temperaturabhängige Viskosität des Polymers kann über den hier betrachteten Temperaturbereich von 240 °C bis Raumtemperatur nicht hinreichend genau abgebildet werden. Aus diesem Grund wird die Prozesssimulation der Abkühlphase in zwei Abschnitte unterteilt. Der schmelzflüssige Zustandsbereich wird dabei mit Hilfe der sogenannten „Arbitrary Lagrangian Eulerian“ (ALE) Methode und zugehörigem Materialmodell beschrieben, während der feste Bereich mit konventioneller Lagrange-Formulierung und angepasstem Materialmodell simuliert wird. Die Materialmodelle werden mit Hilfe von Viskositätsmessungen bzw. auf Basis von Herstellerangaben auf das Viskositätsverhalten des verwendeten Polykarbonats abgestimmt. Abb. 5.4 zeigt

die theoretische Annäherung der Modelle an die, mit Hilfe der Vogel-Fulcher-Tammann-Gleichung (VFT)² und den Viskositätsdaten des Herstellers ermittelte, Viskositätskurve über der Temperatur [119, 147]. Der starke Viskositätsanstieg wird dabei durch den Wechsel zwischen ALE und Lagrange-Formulierung angenähert.

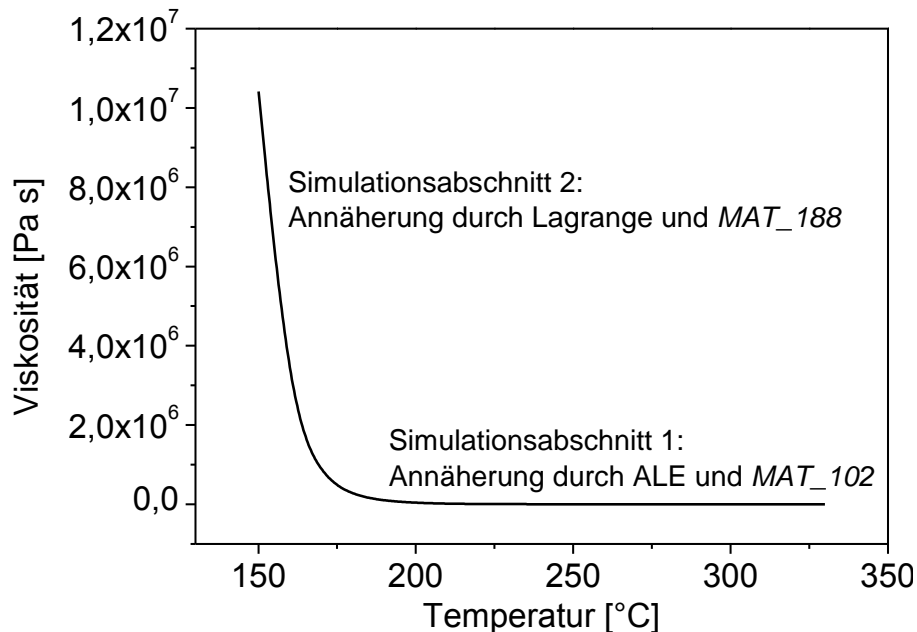


Abb. 5.4: Theoretischer Viskositätsverlauf von 150 °C - 330 °C und Annäherung durch die Simulationsabschnitte 1 und 2

5.2.1 Implementierung der Materialmodelle

Konventionelle FEM-Simulationen mit LS-Dyna werden in der Regel aus Lagrange Elementen aufgebaut. Die Knoten des FE-Netzes dieser Formulierungen sind direkt mit „imaginären Punkten“ des Materials verbunden und folgen bei Deformationen exakt der Deformation des Materials. Bei der Modellierung von Fluiden oder fluidähnlichem Verhalten ist das, aufgrund der sehr hohen Verformungen, jedoch nicht zweckmäßig und kann zu instabilen Simulationsverläufen oder dem Abbruch der Berechnung führen [148]. Daher wird für die Fluidsimulation der Matrix die („Arbitrary Lagrangian Eulerian“) ALE-Formulierung verwendet. Der Aufbau besteht hierbei aus zwei sich überlappenden Netzen. Eines dient als Referenznetz, auch „Void-Part“ genannt. Es kann sich willkürlich im Raum bewegen, während ein zweites „virtuelles“ Netz mit dem Material verbunden ist und durch das Referenznetz „strömt“. Ein solcher

² Die VFT-Gleichung ermöglicht die Berechnung der Viskositätskurve aus drei vorhandenen Messwerten für $(\log \eta / T)$. (siehe Anhang 9.2)

Modellaufbau ermöglicht es fluides Verhalten mit sehr großen Deformationen darzustellen [148, 149]. Bei einer Kombination aus ALE-Parts und Lagrange Elementen, die mechanisch und / oder thermisch miteinander interagieren, spricht man von „Fluid-Structure-Interaction“.

Um Verformungen der Presswerkzeuge auszuschließen, werden sie als Starrkörper aus Stahl modelliert. Hierfür steht das Materialmodell „**MAT_020_Rigid_Body*“ zur Verfügung, in dem Dichte, E-Modul und Querkontraktionszahl temperaturunabhängig hinterlegt werden.

Um elastische Verformungen der Stahldrahtgewebe zu berücksichtigen, werden diese mit „**MAT_001_Elastic*“ modelliert. Da sich die Materialeigenschaften von Stahl in dem betrachteten Temperaturintervall nicht signifikant verändern, genügt ebenfalls eine temperaturunabhängige Angabe von Dichte, E-Modul und Querkontraktionszahl (vgl. Tabelle 5-1).

Tabelle 5-1: Materialeigenschaften für Werkzeug und Stahlfasern [139]

Dichte ρ	E-Modul E	Querkontraktionszahl ν
[kg/m ³]	[MPa]	[-]
7800	210000	0,3

Das für die Scherversuche verwendete symmetrische Körper 2/2-Filamentglasgewebe wird als vollständig imprägnierter, kompakter Körper simuliert. In Anlehnung an Literaturwerte wird ein Faservolumengehalt im Roving $V_f = 75 \%$ angenommen [20, 22]. Um thermische Effekte innerhalb des thermoplastischen Anteils im Roving zu berücksichtigen, wird ein temperaturabhängiges, orthotropes Materialmodell gewählt. In der Realität ist die Deformation des Rovings elastisch-plastisch. Aus Mangel eines orthotropen, elastisch-plastischen Modells für Solid-Elemente in LS-Dyna wird als Alternative das rein elastische Materialmodell „**MAT_023_temperature_dependent_orthotropic*“ verwendet, welches die thermischen und orthotropen Eigenschaften des Rovings darstellt.

Die Dichte der Faserrovings wird über die Temperatur konstant angenommen und ergibt sich aus der linearen Mischungsregel.

$$\rho_R = \varphi \cdot \rho_F + (1-\varphi) \cdot \rho_M \quad (5.0)$$

mit ρ_R = Dichte des Rovings

ρ_F = Dichte der Glasfasern

ρ_M = Dichte der Matrix

φ = Faservolumengehalt

Der Elastizitätsmodul wird ebenfalls über die „lineare Mischungsregel“ bestimmt.

$$E_A = \varphi \cdot E_F + (1-\varphi) \cdot E_M \quad (5.0)$$

$$E_B = E_C = \frac{E_M \cdot (1 + 0,85 \cdot \varphi^2)}{(1-\varphi)^{1,25} + \varphi \cdot \frac{E_M}{E_F}} \quad (5.0)$$

mit E_A = E-Modul des Rovings in Faserrichtung

$E_B = E_C$ = E-Modul des Rovings senkrecht zur Faserrichtung

E_F = E-Modul der Faser

E_M = E-Modul der Matrix

φ = Faservolumengehalt

Die benötigten Eigenschaften werden dem Datenblatt entnommen. Der Schubmodul wird als ein Drittel des E-Moduls angenommen [119].

Dieser Ansatz gilt näherungsweise von RT bis zur Glasübergangstemperatur. Der E-Modul oberhalb von T_g wird auf 1/10 des E-Moduls unterhalb T_g gesetzt, da keine Angaben zum E-Modul von Polycarbonat in Schmelze vorliegen. Die Querkontraktionszahl wird nach den Angaben in [87] auf null gesetzt.

Der Wärmeausdehnungskoeffizient α_{th} wird richtungsunabhängig definiert. Im Roving wird α_{th} über eine lineare Mischungsregel unter der Annahme einer homogenen Faserverteilung nach folgendem Ansatz berechnet.

$$\alpha_R = \frac{E_F \cdot \alpha_F \cdot \varphi + E_M \cdot \alpha_M \cdot (1-\varphi)}{E_F \cdot \varphi + E_M \cdot (1-\varphi)} \quad (5.0)$$

Für die Glasrovings ergeben sich die in Tabelle 5-2 gezeigten Materialeigenschaften.

Tabelle 5-2: Materialeigenschaften des Faserrovings

Dichte ρ	Wärmeausdehnungskoeffizient α_{th}	Querkontraktionszahl ν	
[kg/m ³]	[1/K]	[-]	
2212,5	5,66E-06	0	
Temperatur	E-Modul \parallel zur Faserrichtung	E-Modul \perp zur Faserrichtung	Schubmodul
[K]	[Pa]	[Pa]	[Pa]
296	5,31E+10	1,94E+10	7,41E+09
328	5,30E+10	1,82E+10	6,94E+09
373	5,30E+10	1,63E+10	6,22E+09
403	5,29E+10	1,51E+10	5,79E+09
408	5,29E+10	1,44E+10	5,50E+09
415	5,27E+10	7,50E+09	2,50E+09
433	5,25E+10	1,90E+09	7,20E+08
673	5,25E+10	9,50E+08	3,60E+08

Wie in Kapitel 5.2 beschrieben, erfolgt die Modellierung der Matrix zweistufig.

Um das viskose Matrixverhalten oberhalb von 160 °C abzubilden, wird die Fluid-Structure-Interaction in Verbindung mit dem Materialmodell „*MAT_102_Inv_Hyperbolic_Sin“ eingesetzt, welches die Modellierung temperatur- und scherratenabhängiger Plastizität erlaubt. Das 1979 von Sheppard und Wright entwickelte Modell nähert die effektive Spannung im Material über folgende Gleichung an [150].

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \cdot \sinh^{-1}\left(\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{N}}\right) \quad (5.0)$$

mit α , A, N = Materialkonstanten

Z = Zener-Holloman Faktor

wobei sich Z, die Zener-Hollman temperaturnausgeglichene Dehnrates, aus

$$Z = \max(\dot{\epsilon}, EPS0) \cdot e^{\left(\frac{Q}{RT}\right)} \quad (5.0)$$

mit $\dot{\epsilon}$ = Dehnrates im Modell

EPS0 = minimale Dehnrates

Q = Aktivierungsenergies für plastisches Fließen

R = universelle Gaskonstante

T = Temperatur in K

ergibt [150, 151].

Die Aktivierungsenergie Q ergibt sich aus dem Produkt der Steigung des Arrheniusgraphen von Viskosität und Temperatur im relevanten Temperaturbereich mit der Gaskonstante. Da für den Temperaturbereich unterhalb von 260 °C keine Viskositätsdaten für das verwendete Polycarbonat vorliegen, wurden mittels Platte-Platte-Rotationsviskosimetrie die scheinbaren Scherviskositäten bestimmt.

Die Messung der Viskosität bei konstanter Frequenz und Dehnung im Bereich der Nullscherviskosität ergibt die unter vorgegebenem Temperaturverlauf ermittelten, scheinbaren Scherviskositäten. Tabelle 5-3 zeigt die Randbedingungen der Messungen.

Tabelle 5-3: Randbedingungen der Viskositätsmessungen zur Bestimmung des Arrheniusgraphen

Frequenz f	Dehnung	Temperaturintervall	Temperaturintervall zwischen Messung
[Hz]	[%]	[°C]	[K]
1	5	280 → 160	5

Durch die stark temperaturabhängige Viskosität des Polymers ist die lineare Anpassung der $\ln(\eta)$ - $1/T$ -Kurve nur für kleinere Temperaturbereiche möglich. Da das Materialmodell *Mat_102* nur die Angabe einer konstanten Aktivierungsenergie erlaubt, werden die Messdaten für das Temperaturintervall 240 °C – 160 °C linear gefittet (vgl. Abb. 5.5).

Die Aktivierungsenergie errechnet sich:

$$Q = 17057K \cdot 8,3144 \frac{J}{mol K} = 141818,72 \frac{J}{mol} \quad (5.0)$$

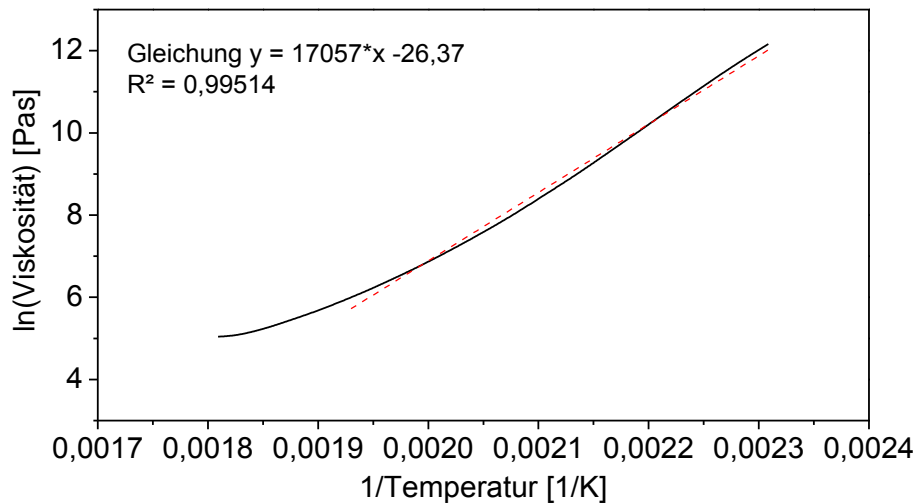


Abb. 5.5: Arrheniusgraph für Makrolon® 2408 mit linearem Kurvenfit zur Bestimmung der Aktivierungsenergie für plastisches Fließen

Zur Ermittlung der weiteren Materialkonstanten werden die scherratenabhängigen Schubspannungen durch Variation der Frequenz bei konstanter Temperatur ermittelt.

Tabelle 5-4: Randbedingungen der Schubspannungsmessungen

Frequenz	Dehnung	Temperaturen der Messung	Anzahl Messpunkte pro Dekade
[Hz]	[%]	[°C]	[-]
0,16 → 71	5	240, 220, 200, 180	20

Die Bestimmung der Materialkonstanten A, N und α erfolgt anschließend durch einen Kurvenfit der Gleichung (5.0) an die ermittelten Messwerte. Wie Abb. 5.6 zeigt, ist eine Annäherung auf Grund der starken Viskositätsänderungen nur für ein kleines Temperaturintervall möglich. Die Materialkonstanten werden an die Kurve für T = 200 °C gefittet, da sich so die größte zeitliche Überschneidung mit den Thermoformexperimenten ergibt.

Da das Materialmodell keinen temperaturabhängigen E-Modul zulässt, wird er für eine Temperatur von 200 °C aus dem Schubmodul der Viskositätsmessungen nach

$$E = 2G(1 + \nu) \quad (5.0)$$

berechnet.

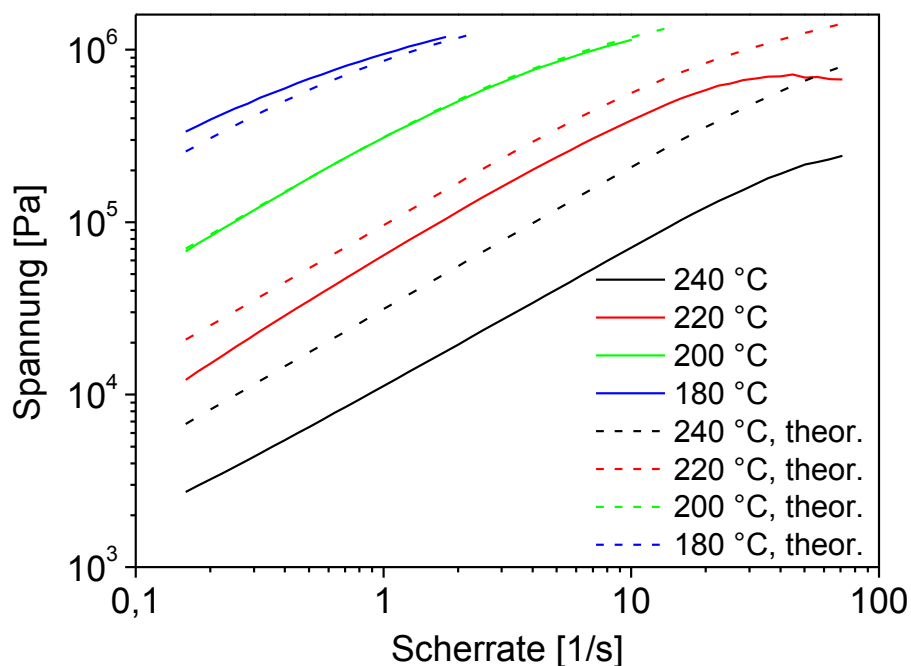


Abb. 5.6: Kurvenfit der Konstanten A, N und α zur Berechnung der Fließspannung σ nach Gleichung (5.0)

Tabelle 5-5 zeigt die vollständige Materialkarte des *MAT_102 für das Polykarbonat Makrolon® 2408.

Tabelle 5-5: Materialkarte des Materialmodells MAT_102 für Makrolon® 2408

Dichte	E-Modul	Querkontraktionszahl	Starttemperatur	HC
[kg/m ³]	[Pa]	[-]	[K]	[m ³ /J]
1020	2,8·10 ⁴	0,4	513	7,54·10 ⁻⁵
A	N	A	Q	G
[1/MPa]	[-]	[1/s]	[J/mol]	[J/mol·K]
1,75·10 ⁻⁶	1.2	9·10 ¹⁵	1,418·10 ⁵	8,3144

Die Materialkarte für die Simulationen des Matrixverhaltens bei ebener Scherung und 280 °C ergeben sich analog aus den Materialkenndaten [119].

Um das viskose Matrixverhalten unterhalb von 160 °C abzubilden, wird das Materialmodell „*Mat_188_Thermo_Elasto_Viscoplastic_Creep“ verwendet, welches die getrennte Beschreibung von Kriechverhalten und viskosen Effekten aufgrund plastischer Dehnung ermöglicht.

Zur Berechnung der plastischen Dehnung werden temperaturabhängige Spannungs-Dehnungs-Kurven in LS-Dyna hinterlegt [119]. Unter Annahme einer

linear-elastischen Verformung bis zu einer Dehnung von 0,5 %, ergeben sich für die angegebenen Temperaturen die nachfolgenden Spannungs-Dehnungs-Kurven [17].

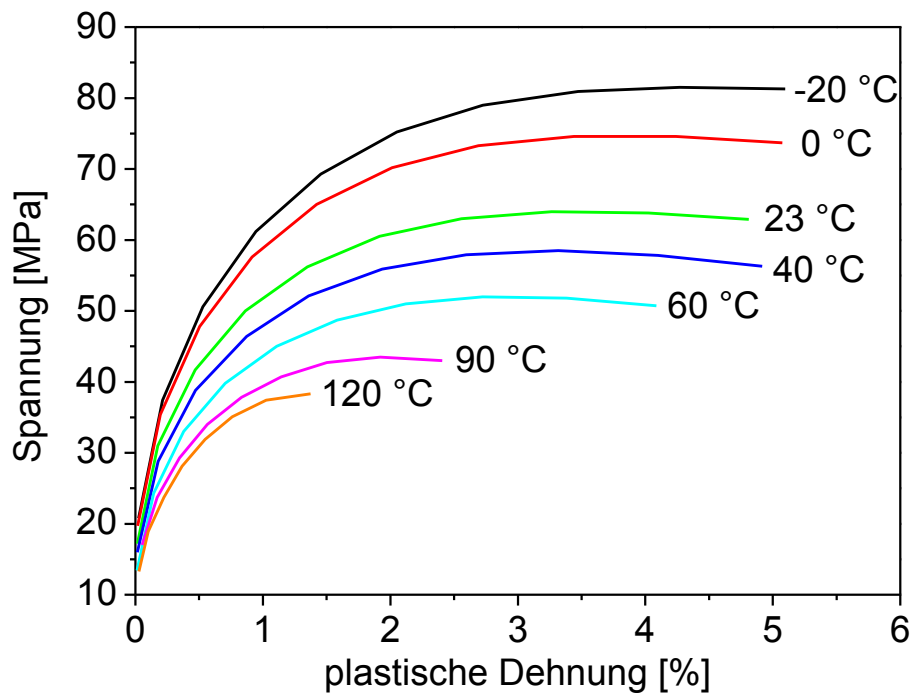


Abb. 5.7: Effektive Spannung über plastische Dehnung bei unterschiedlichen Temperaturen für Polycarbonat Makrolon® 2408

Kriecheffekte werden über das Garofalo-Kriechgesetz in Abhängigkeit der effektiven Spannung und der Temperatur ins Materialmodell integriert [151].

$$\dot{\epsilon}_C = A [\sinh(B \cdot \sigma_{\text{eff}})]^m \cdot e^{-\frac{Q}{T}} \quad (5.0)$$

mit $\dot{\epsilon}_C$ = Kriechdehnrate

σ_{eff} = effektive Spannung

T = Temperatur in K

A, B, m, Q = Kriechparameter

Mit Hilfe der Konstanten A, B, m und Q wird das Gesetz über einen Kurvenfit an die Materialdaten angepasst. Hierfür werden aus den Kriechdaten die temperaturabhängige Dehnungsrate über der Spannung im Bereich zwischen 0 h und 1 h bestimmt [152]. Die Konstanten werden für die jeweiligen Temperaturbereiche separat angepasst. In der Materialkennkarte werden die temperaturabhängigen Parameter als Kurve hinterlegt (vgl. Abb. 5.8).

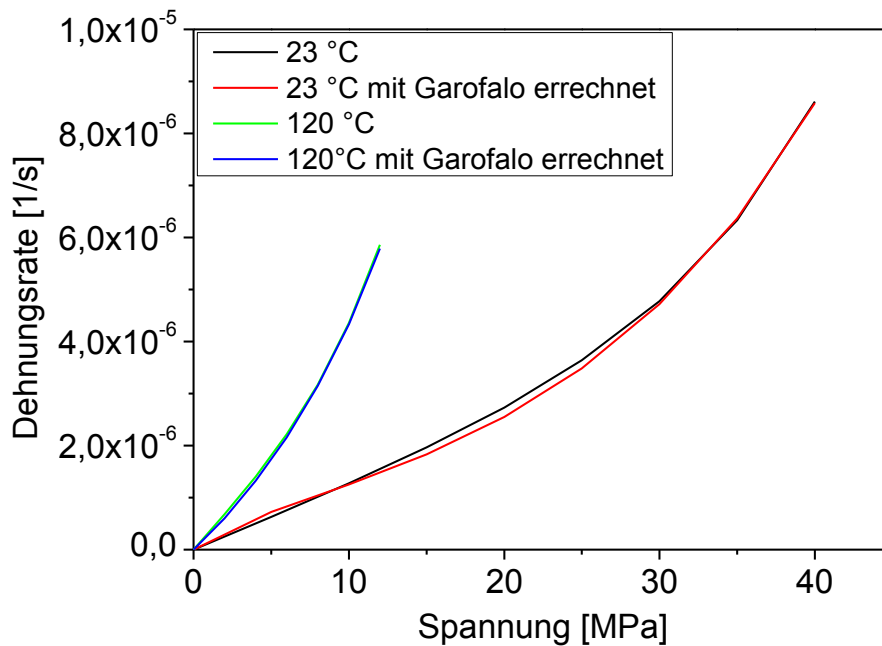


Abb. 5.8: Kurvenfit der Konstanten A, B, m und Q des Garofalo-Kriechgesetzes für Makrolon® 2408 bei 23 °C und 120 °C

Die Werkstoffkennndaten E-Modul und Wärmeausdehnungskoeffizient lassen sich ebenfalls temperaturabhängig angeben. Der Wärmeausdehnungskoeffizient wird entsprechend Tabelle 3-1 definiert. Für den E-Modul ergibt gemäß Gleichung (5.0) unter Verwendung von Literaturwerten der nachfolgend dargestellte Verlauf.

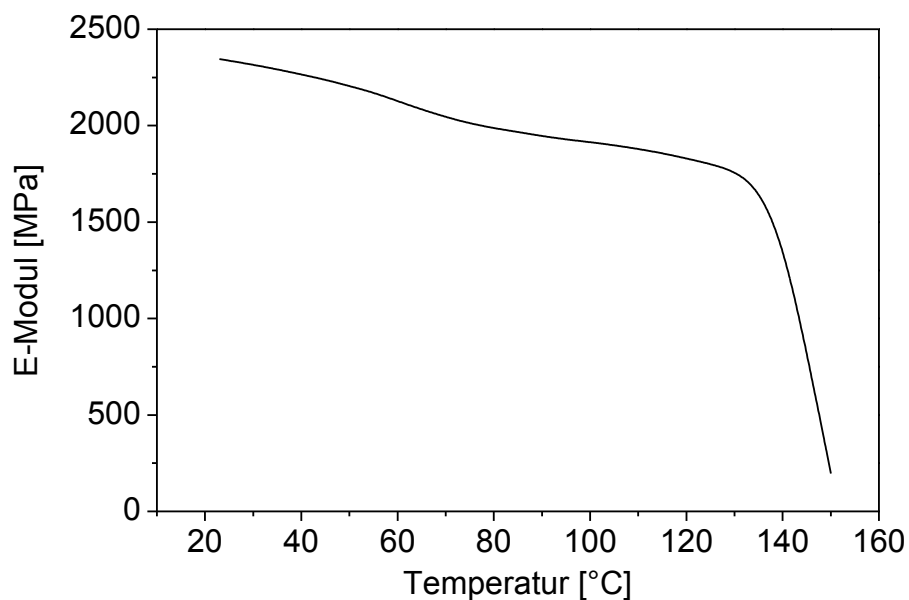


Abb. 5.9: E-Modul für Makrolon® 2408 (nach [152])

5.2.2 Geometrischer Modellaufbau

Das Geometriemodell besteht aus mehreren Komponenten, die die einzelnen Bestandteile des Faserverbundwerkstoffes und der benötigten Schereinheit abbilden.

Das Geometriemodell des Verstärkungsgewebes umfasst 4x4 Rovings bzw. Fasern, um Fließbewegungen über eine primäre Einheitszelle hinweg zu ermöglichen und diese auswerten zu können. Die in das FE-Modell implementierten Verstärkungstextilien entsprechen den in den experimentellen Versuchen verwendeten Geweben und basieren für die Schersimulationen auf einem Hexcel 1102 Körper 2/2-Gewebe, während die Thermoformsimulationen auf den 14 Stahldrahtgeweben basieren (vgl. Kap. 3.1.2).

Abb. 5.10 zeigt an einer lichtmikroskopischen Aufnahme die benötigten Gewebeparameter, für die mit einer Lage Hexcel 1102-Gewebe hergestellte Organobleche. Tabelle 5-6 listet die ermittelten Gewebeparameter auf.

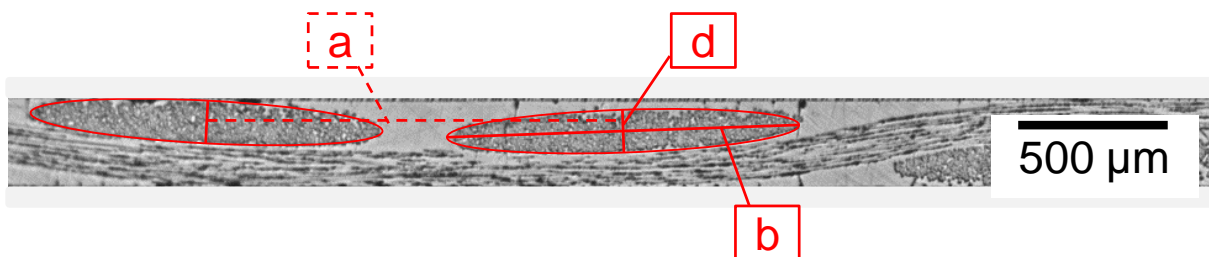


Abb. 5.10: Gewebegeometrie eines Hexcel 1102-Gewebes

Tabelle 5-6: Gewebeparameter der untersuchten Organobleche mit Hexcel 1102-Verstärkung

Rovingbreite b	Rovinghöhe d	Mittelpunktabstand a
[mm]	[mm]	[mm]
$1,16 \pm 0,07$	$0,14 \pm 0,01$	$1,45 \pm 0,07$

Für die Erstellung der Verstärkungsgeometrie wird das Programm TexGen verwendet. Es erstellt unter Angabe von Faserquerschnitt und Maschenweite die Gewebe (vgl. Abb. 5.11) [153]. Die Matrix sowie die Pressplatten werden als, das Gewebe überlagernde, Solid_Box modelliert. Um eine vergleichbare Vernetzungsdichte zwischen den 14 Stahldrahtgeweben zu gewährleisten,

verlaufen jeweils 45 Elemente entlang Kett- und Schussrichtung. Die nötige Elementhöhe errechnet sich anschließend aus Elementbreite bzw. -tiefe.

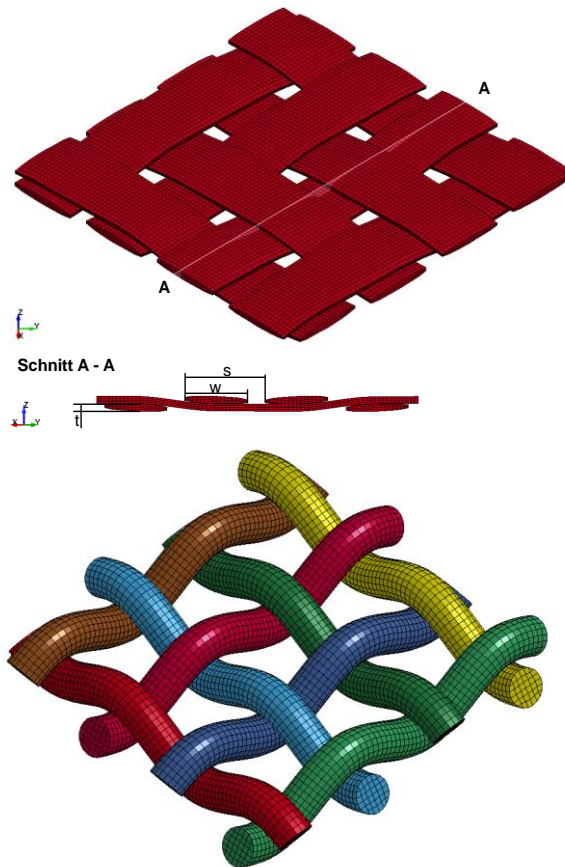


Abb. 5.11: Textilmodellierung von a) Körper 2/2-Glasfasergewebe und b) Leinwandgewebe aus Stahldraht

Die nach dem ersten Simulationsabschnitt entstandene Endgeometrie der Matrix wird exportiert und bildet die Startgeometrie der zweiten Simulation (vgl. Abb. 5.4). So werden Eigenschaften wie beispielsweise die elastische Deformation der Einheitszelle berücksichtigt.

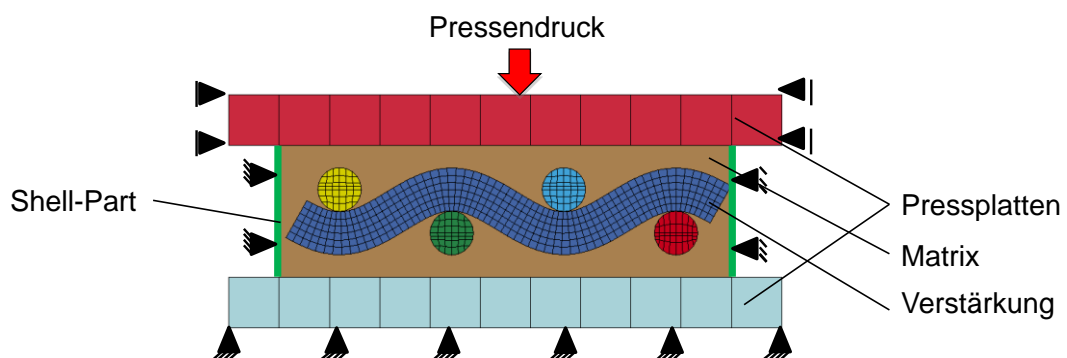


Abb. 5.12: Querschnitt des Geometriemodells mit Pressplatten, Matrix und Verstärkung

Die Randbedingungen der Simulation orientieren sich an den realen Prozessbedingungen und werden wie folgt gesetzt:

- Pressplatten sind in x- und y-Richtung gesperrt und bewegen sich normal zur Einheitszelle
- Thermische Schwindung erfolgt volumetrisch, entsprechend sind Bewegungen der Matrix und Verstärkung in allen drei Raumrichtungen möglich
- Um ein Abfließen der Matrix im fluiden Stadium bei Druckbeaufschlagung zu vermeiden, wird ein Shell-Part als Begrenzung um die Einheitszelle gelegt
- Alle Kontaktpartner (Matrix, Textil und Pressplatten) stehen miteinander in thermo-mechanischem Kontakt

Neben der Modellierung des FKV wird für die kinematische Abbildung einer ebenen Scherung ein Scherrahmen im FE-Modell benötigt. Die Modellierung des Scherrahmens dient dabei der Führung der Scherbewegung, welche im Verstärkungstextil des Organoblechs stattfindet. Er wird daher direkt mit den Faserrovings verbunden. Der Scherrahmen soll darüber hinaus eine authentische Simulation des Scherrahmenversuchs ermöglichen, die eine direkte Korrelation der simulierten und gemessenen Scherkraft ermöglicht. Abb. 5.13 zeigt den Bewegungsablauf des Scherrahmens während des Scherrahmenversuchs.

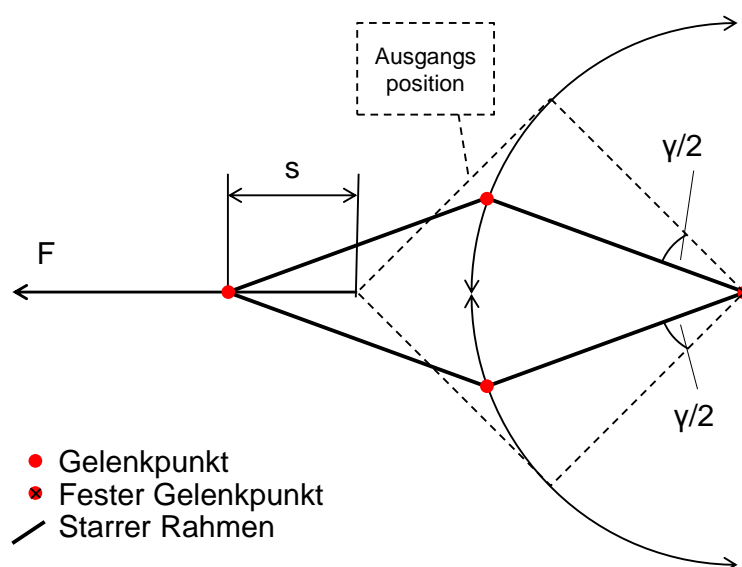


Abb. 5.13: Schematische Betrachtung der Bewegung des Scherrahmens

Zur Umsetzung der geforderten Bewegung werden vier Rahmenteile und vier Gelenkpunkte benötigt. Der Rahmen ist aus starren Truss-Elementen aufgebaut, welche keine Spannungen und Deformationen in den Elementen erlauben und damit Einflüsse des Versuchsaufbaus sowie die Rechenzeit reduzieren. Die Materialkarte setzt sich aus den Eigenschaften von Stahl und Aluminium zusammen und hat sich in dieser Form bewährt.

Die Bewegung des Scherrahmens wird über einen Gelenkpunkt definiert. Die Gelenke werden aus zwei elastischen Beam-Elementen aufgebaut. In dieser Variante kann die Bewegung des Scherrahmens über die Gelenkpunkte gesteuert werden. Durch Einschränkung der Freiheitsgrade eines Gelenkpunktes wird der benötigte Fixpunkt erzeugt. An diesem Punkt wird die Scherkraft des gesamten Modells abgegriffen. Durch das Fehlen von Reibungsdefinitionen schert der Rahmen vollkommen kräftefrei. Die Nutzung von Rotationsplatten ermöglicht den Rovings eine freie Deformation nach den Grundsätzen des Einheitszellenansatzes. Die Rotationsplatten führen unabhängig vom Rahmen eine Rotation aus, die durch den Roving initiiert wird, wobei sie ihre Position relativ zum Rahmen beibehalten (vgl. Abb. 5.14).

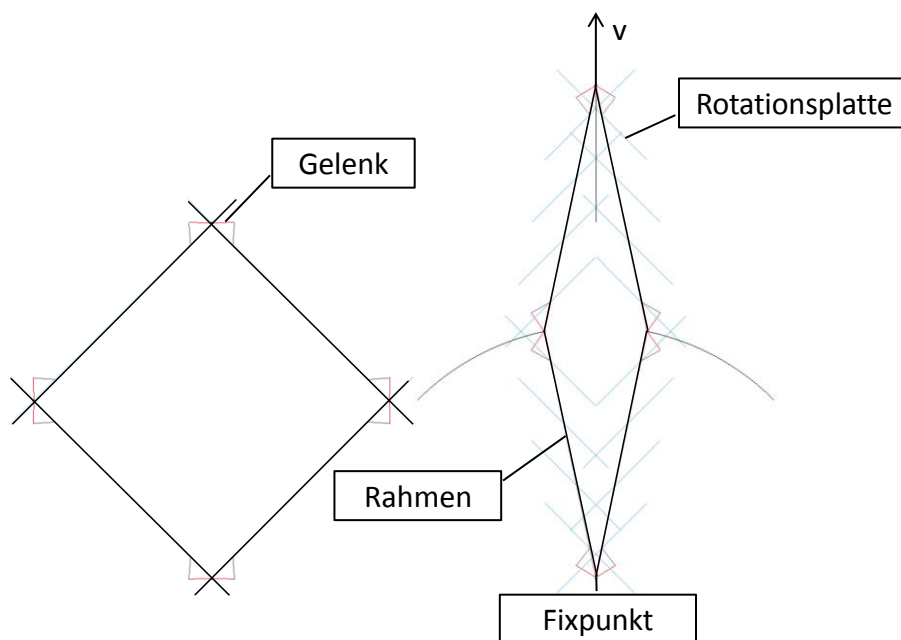


Abb. 5.14: Darstellung des gesamten Scherrahmens, links: Ausgangszustand, rechts: gescherter Zustand

5.3 Oberflächenbeeinflussung durch ebene Gewebescherung

Die zur Herstellung dreidimensional gekrümmter Bauteile notwendige Drapierung der Organobleche führt zwangsläufig zu einer Gewebescherung. Die Einflüsse der ebenen Scherung auf Rovinggeometrie, Laminatdicke sowie Oberflächenwelligkeit wurden mit ebenen Scherrahmenversuchen und dem in Tabelle 3-5 gezeigten Versuchsplan untersucht. Zur Beurteilung des Deformationsverhaltens der Organobleche wurden Scherkraft-Scherwinkel-Kurven aufgezeichnet und analysiert. Abb. 5.15 zeigt die gemittelte Scherkraft über der Scherwinkel-Messkurve. Die Drapierung im Bereich reiner Scherung läuft nahezu kräftefrei ab. Konstruktiv bedingt reduziert das eingespannte Organoblech die Reibkräfte im Scherrahmen. Nach Abzug der Kraftwerte der „Null-Messung“ des leeren Scherrahmens führt dies zu negativen Kraftwerten bis zu einem Scherwinkel von etwa 30°. Obwohl die Genauigkeit der Kraftmessdose im Bereich null bis fünf Newton gering ist, besitzen die Messwerte auf Grund der geringen Varianz Gültigkeit.

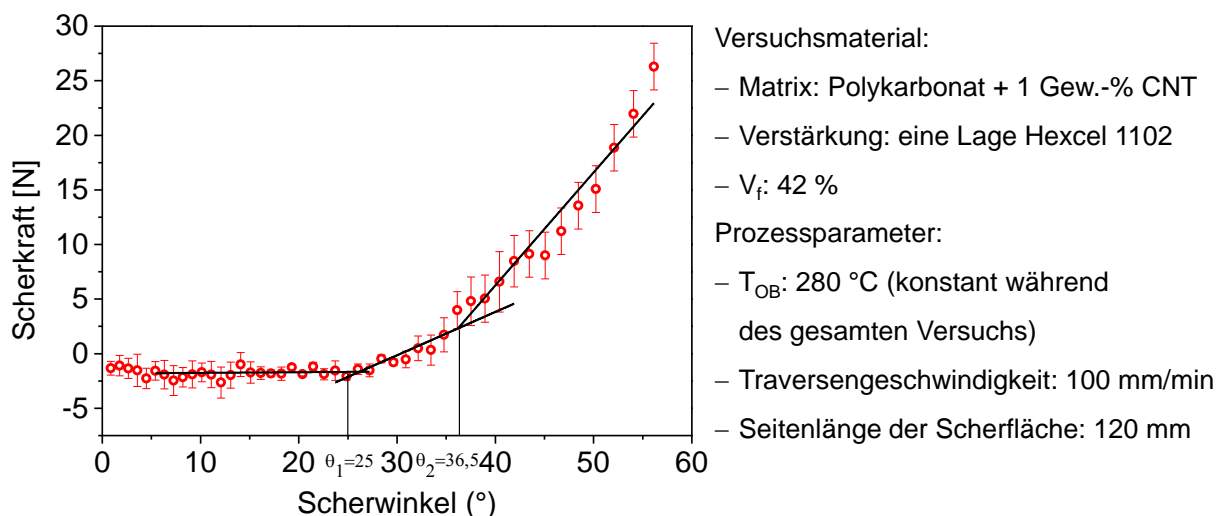


Abb. 5.15: Scherkraft über Scherwinkel der einlagigen Hexcel 1102/PC-Organobleche sowie experimentell ermittelte Grenzwinkel θ_1 und θ_2

Wie in Kapitel 2.2.3 beschrieben, können für jede Gewebegeometrie die charakteristischen Winkel θ_1 und θ_2 ermittelt werden. Die Berechnung des Grenzwinkels θ_1 sowie des Blockierwinkels θ_2 erfolgte wie von [73] und [74] beschrieben (vgl. Anhang 9.3). Parallel wurden die Winkel graphisch an den experimentellen Daten ermittelt. Der Vergleich der experimentellen und analytisch berechneten Winkel zeigt eine gute Übereinstimmung (vgl. Tabelle 5-7). Es wird

daher von einer korrekten Scherung der Organobleche in den Versuchen ausgegangen.

Tabelle 5-7: Experimentell und analytisch bestimmte Grenz- bzw. Blockierwinkel

	Grenzwinkel θ_1	Blockierwinkel θ_2
	[°]	[°]
Experiment	25	36,5
Theorie	23	37

Die lichtmikroskopische Auswertung der Laminatquerschnitte aus Schliffbildern deckt sich mit den ermittelten Kraftkurven. Die Rovingabstände verringern sich mit steigendem Scherwinkel. Die aus den Zwickeln verdrängte Matrix weicht an die Organoblechoberfläche aus und bildet hügelartige Strukturen (vgl. Abb. 5.16). In der Zone reiner Gewebescherung bleiben die Rovingquerschnitte weitgehend unverändert. Erst bei Scherwinkeln oberhalb des Blockierwinkels wird eine Kompression und damit einhergehend eine starke Rovingdeformation beobachtet. Zudem ist eine Aufdickung des gesamten Laminats bei fortschreitender Scherung zu erkennen.

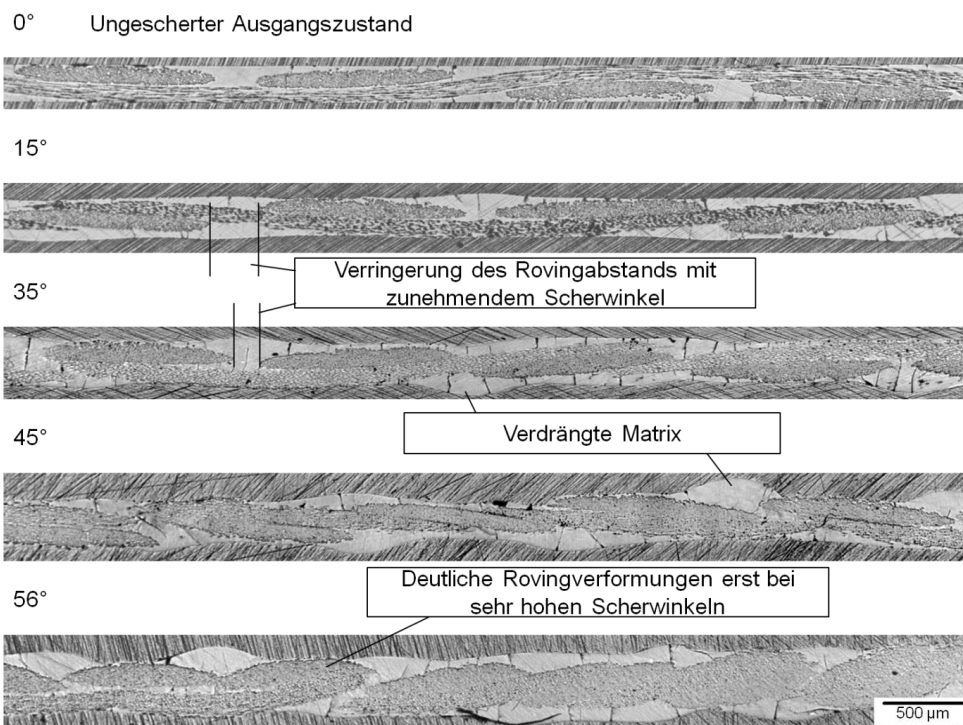


Abb. 5.16: Schliffbilder von Laminatquerschnitten bei unterschiedlichen Scherwinkeln

Unabhängig vom gescherten Zustand bilden sich von der Oberfläche ausgehende Spannungsrisse in der Polykarbonatmatrix, die durch thermische Spannungen während der Verarbeitung induziert werden. Anhand der Schlibfbilder lassen sich die GeometrieKennwerte der Rovings über den Scherwinkel bestimmen.

Abb. 5.17 zeigt die Entwicklung der GeometrieKennwerte in Abhängigkeit des Scherwinkels. Die Kennwerte für einen Scherwinkel von 56° werden in dieser Betrachtung außer Acht gelassen, da eine Auswertung einzelner Rovings durch die starke Deformation nicht mehr möglich ist. Der normierte Rovingmittelpunktabstand definiert sich aus dem Abstand zweier benachbarter Rovingmittelpunkte zum ungescherten Zustand. Das normierte Aspektverhältnis errechnet sich aus dem Verhältnis von Rovingbreite zu Rovinghöhe bezogen auf den ungescherten Zustand (vgl. Abb. 5.10). Durch den Schermechanismus selbst definiert sich eine Verringerung des Rovingabstands mit zunehmendem Scherwinkel. Oberhalb des Blockierwinkels sitzen benachbarte Rovings auf Block. Dementsprechend ist ihr Mittelpunktabstand gleich ihrer Breite. Dass der Mittelpunktabstand auch oberhalb des Blockierwinkels von $\theta_2 = 37^\circ$ weiter abnimmt, wird auf die Rovingkompression zurückgeführt. Die Betrachtung des Aspektverhältnisses zeigt eine tendenzielle Reduktion bis zum Erreichen des Blockierwinkels.

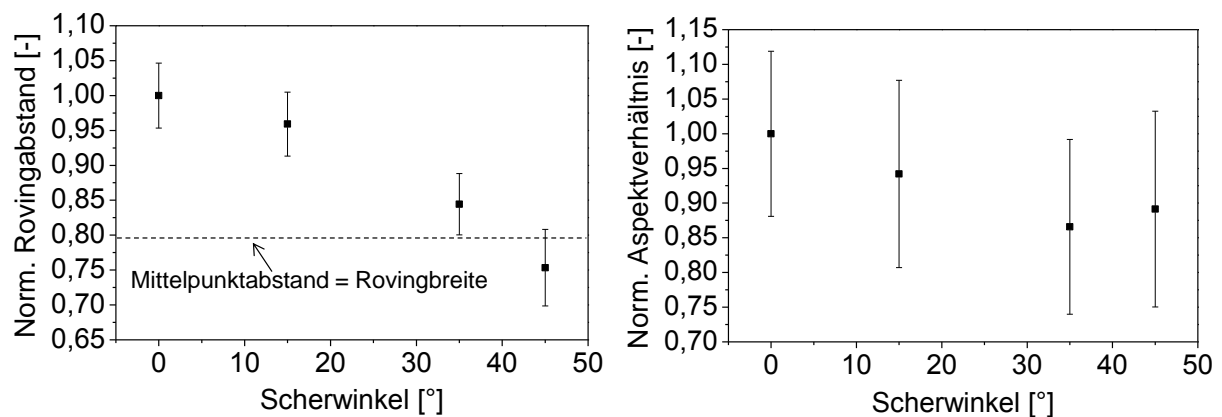


Abb. 5.17: Normierter Rovingmittelpunktabstand und normiertes Aspektverhältnis über Scherwinkel

Zur Beurteilung der Laminataufdickung sowie der Entstehung der Oberflächenwelligkeit ist eine Betrachtung der Polymerverdrängung aus den Gewebezwickeln erforderlich (vgl. Abb. 5.18). Modellhaft wird davon ausgegangen, dass die Matrix halbkugelförmig aus dem Zwickel verdrängt wird. Die Gewebedicke wird als

konstant angenommen. Während der Scherung bewegen sich die Rovings aufeinander zu und verdrängen so die Matrix nach außen. Für einlagige Organobleche gilt, dass das halbe Volumen aus dem Zwickel nach oben und die andere Hälfte nach unten verdrängt wird. Der Matrixhügel besteht also nur aus der Hälfte des verdrängten Zwickelvolumens.

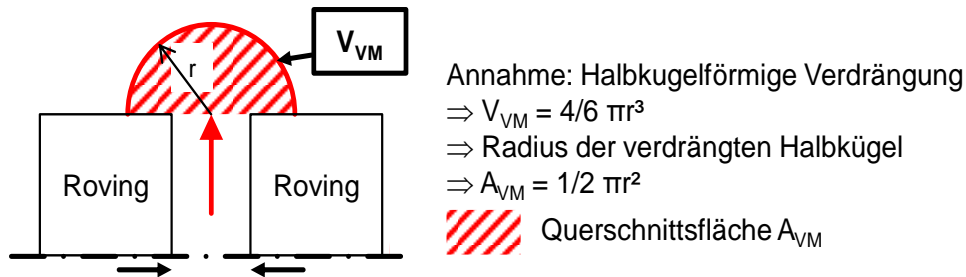


Abb. 5.18: Theoretische Betrachtung der Matrixverdrängung aus den Gewebezwickeln während des Schervorgangs

Der Zwickel wird für die Berechnung des Volumens als ein Block mit rautenförmiger Querschnittsfläche angenommen. Bei Verringerung des Zwickelvolumens muss berücksichtigt werden, dass die Änderung nicht allein auf die Verringerung des Winkels in der Raute, sondern auch auf eine Verringerung der Rautenseitenlänge zurückzuführen ist. Die Rautenseitenlänge kann aus dem Scherwinkel und der Distanz zwischen den Rovings bestimmt werden, wobei zur Herleitung der Distanz die Seitenlänge einer Einheitszelle verwendet wird (vgl. Abb. 5.19).

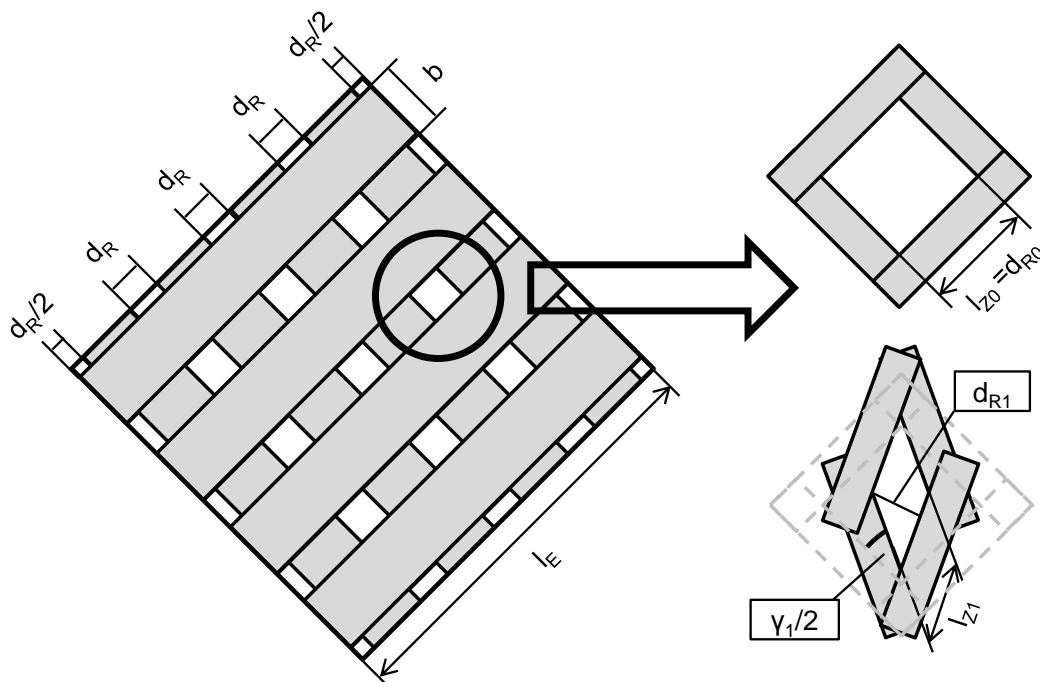


Abb. 5.19: Berechnung des verdrängten Matrixvolumens aus einem Zwickel

Aus den geometrischen Gegebenheiten ergeben sich folgende Zusammenhänge:

$$d_E = l_E \cdot \sin(90^\circ - \gamma) \quad (5.0)$$

$$d_R = \frac{d_E}{4} - b \quad (5.0)$$

$$l_Z = \frac{d_R}{\sin(90^\circ - \gamma)} \quad (5.0)$$

$$V_Z = d_R \cdot l_Z \cdot t_G \quad (5.0)$$

$$V_{VM} = V_0 - V_Z \quad (5.0)$$

mit d_E = Distanz zwischen parallelen Seiten der Einheitszelle

l_E = Seitenlänge der Einheitszelle

γ = Scherwinkel

d_R = Distanz zwischen benachbarten Rovings

b = Rovingbreite

l_Z = Seitenlänge des Zwickels

V_Z = Volumen im Zwickel

t_G = Dicke des Gewebes

V_{VM} = Volumen der verdrängten Matrix

V_0 = Anfangsvolumen im Zwickel

Der Vergleich der theoretisch berechneten Matrixvolumina erfolgt mit den experimentell ermittelten Querschnittsflächen A der verdrängten Matrix. Dazu wird die Querschnittsfläche des verdrängten Volumens in den Schliffbildern bestimmt (vgl. Abb. 5.20) und nur die Matrix oberhalb der relevanten Nullebene als verdrängtes Matrixvolumen ausgewertet. Auf Grund stoffgleicher Kontaktpartner stellt sich ein Grenzwinkel ungleich 90° zur Organoblechoberfläche ein.

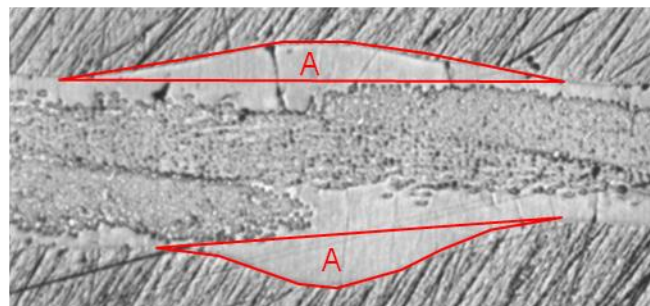


Abb. 5.20: Auswertung der Querschnittsfläche A der verdrängten PC-Matrix

Abb. 5.21 zeigt die Querschnittsfläche der verdrängten Matrix über dem Scherwinkel. Die experimentell ermittelten Querschnittsflächen folgen dabei der berechneten Kurve. Ausgehend von einer makroskopisch ebenen Oberfläche des im Autoklav konsolidierten Organoblechs steigt das verdrängte Matrixvolumen mit zunehmendem Scherwinkel an. Die Messwerte erreichen dabei für keinen Scherwinkel die theoretischen Werte. Die Abweichungen entstehen auf Grund der getroffenen, theoretischen Vereinfachungen. In der Realität muss davon ausgegangen werden, dass:

- die Schmelze nicht perfekt halbkreisförmig aus den Gewebezwicken verdrängt wird
- durch Geometrieänderungen im Gewebe die Flächenauswertung erschwert wird
- die Rovings keine idealen Rechteckquerschnitte haben
- bei Anfertigung der Schliffbilder nicht zwingend die Schnittebene maximaler Fläche getroffen wird.

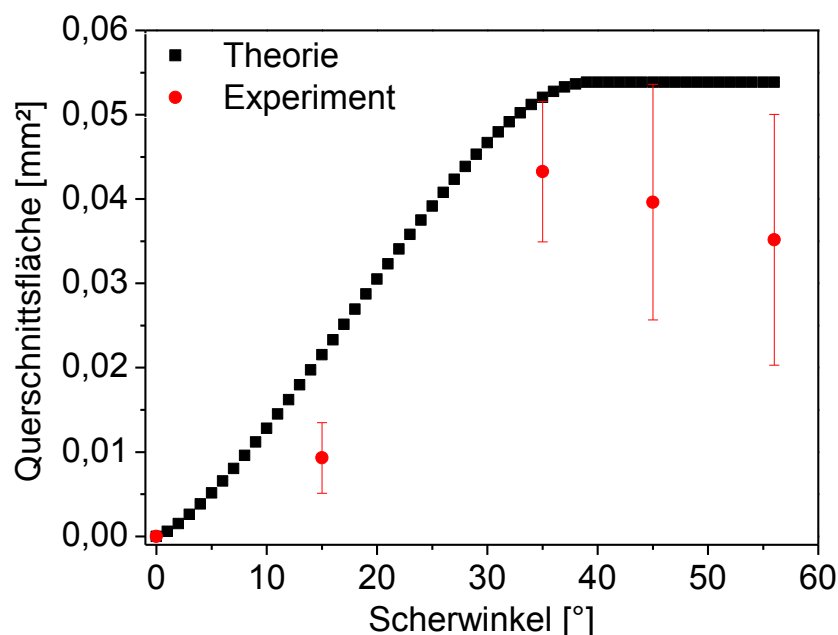


Abb. 5.21: Querschnittsfläche des verdrängten Matrixvolumens in Abhängigkeit des Scherwinkels

Aus diesen Gründen ist die theoretische Betrachtung als ein theoretisches Maximum anzusehen. Ab dem Blockierwinkel ist das Zwickelvolumen gleich null und es kann keine Matrix mehr nachfließen. Oberhalb des Blockierwinkels kommt es zu einer tendenziellen Reduktion der ermittelten Querschnittsfläche, da die

zunehmende Rovingdeformation kombiniert mit plastischem Fließen der Matrix außerhalb der Zwickel zu einer Verschiebung der Bezugsebene zur Ermittlung der Querschnittsfläche führt.

Das in den Kapiteln 5.2 bis 5.2.2 entwickelte Simulationsmodell wurde an Hand der experimentellen Scherversuche verifiziert. Die Randbedingungen zu Organoblechtemperatur und Traversengeschwindigkeit entsprechen denen der experimentellen Versuche. Abb. 5.22 zeigt das Zusammenspiel aller Komponenten des Gesamtmodells. Der qualitative Vergleich zeigt ein realistisches Scherverhalten der Einheitszelle. Durch die Anbindung der Rovings an das Scherrahmenmodell durch Rotationsplatten entsprechen sie den Einheitszellenbedingungen und verbleiben während des Schervorgangs über ihre gesamte Länge parallel zum Scherrahmen. Die Polykarbonatmatrix wird während der Scherung aus den Gewebezwickeln verdrängt und bildet die im Experiment beobachteten Erhebungen aus. Das Körper 2/2-Gewebe führt dabei zu der charakteristischen Oberflächenstruktur der verdrängten Matrix.

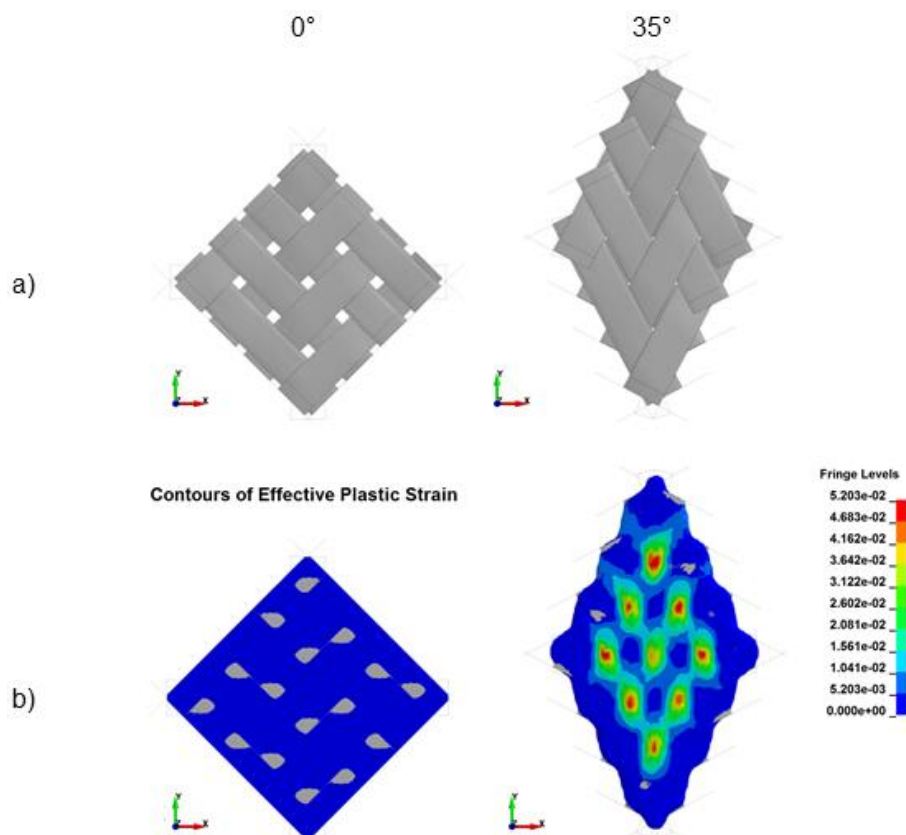


Abb. 5.22: Darstellung des Simulationsmodells bei 0° und 35° Scherwinkel a) Gewebemodell, b) Gesamtmodell mit Darstellung der plastischen Matrixdehnung

Für einen quantitativen Vergleich der Kraft-Scherwinkel-Kurven müssen die unterschiedlichen Seitenlängen der Scherflächen aus Simulation und Experiment berücksichtigt werden. Dies erfolgt durch eine Umrechnung der Kraftkurven in Schubspannungskurven, die auf die Ausgangsdicke des Laminats bezogen sind.

Die Schubspannung im Laminat ergibt sich demnach wie folgt:

$$\tau = \frac{F}{2 \cdot t_L \cdot l_E \cdot \cos\left(\frac{90^\circ - \gamma}{2}\right)} \quad (5.0)$$

mit τ = Schubspannung
 F = Kraft
 t_L = Dicke des Laminats
 l_E = Seitenlänge der Scherfläche
 γ = Scherwinkel

Der Vergleich des scherwinkelabhängigen Schubspannungsverlaufs zwischen Experiment und Simulation zeigt eine gute Übereinstimmung (vgl. Abb. 5.23). Die Variation im Spannungsbetrag resultiert aus der zuvor beschriebenen Messkurvenverschiebung bei den Scherrahmenversuchen.

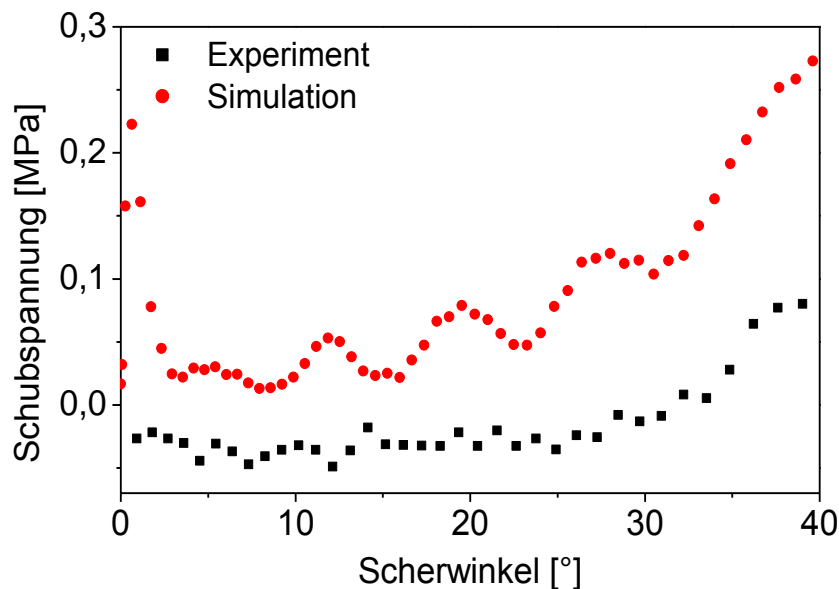


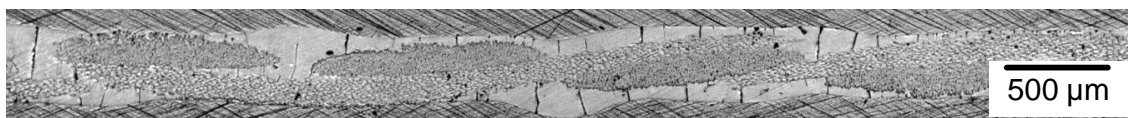
Abb. 5.23: Vergleich von scherwinkelabhängiger Schubspannung aus Experiment und Simulation

Für kleine Scherwinkel weist die Simulation eine Spannungsüberhöhung auf, welche beim Anfahren der Scherbewegung entsteht. Da die Bewegung nur über einen einzigen Punkt initialisiert wird, reagieren alle anderen Punkte im Modell

leicht zeitverzögert auf die Bewegung des ersten Punkts. Die Beschleunigung des gesamten Modells zeigt sich als Kraftüberhöhung in der Kraftkurve. Die Rovingkompression oberhalb des Blockierwinkels wird im FE-Modell nicht korrekt dargestellt, da es durch ein Kontaktversagen zu einer gegenseitigen Penetration der Rovings kommt. Durch die fehlende Bewegungsbehinderung fällt die Schubspannung ab. In der Realität kommen Scherwinkel größer als der Blockierwinkel nicht vor, da es zur Faltenbildung kommt. Daher besteht keine Notwendigkeit zur Simulation von Scherwinkeln größer des Blockierwinkels der jeweiligen Gewebe. Die bei der Scherung in der Matrix auftretenden Scherraten entsprechen mit ca. 1×10^1 bis 2×10^2 1/s den aus der Literatur bekannten Scherraten bei Press- und Umformprozessen [12].

Das plastische Fließverhalten der Matrix wurde indirekt über eine Betrachtung der entstehenden Welligkeitswerte ausgewertet (vgl. Abb. 5.25). Die Welligkeiten von Experiment und Simulation liegen dabei bis zum Erreichen des Blockierwinkels in ihren jeweiligen Streubereichen, was eine adäquate Darstellung der Fließbewegung der Matrix in der Simulation bedeutet. Abb. 5.24 verdeutlicht anhand von Querschnittsbildern die gute Übereinstimmung von Experiment und Simulation.

Querschnitt 35 : Experiment



Querschnitt 35 : Simulation

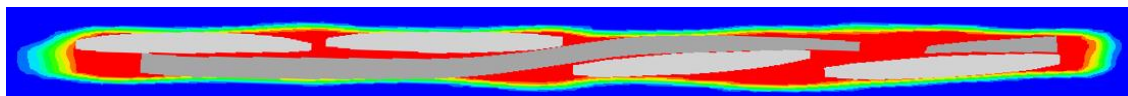


Abb. 5.24: Querschnitt eines auf 35 ° gescherten Organoblechs: Gute Übereinstimmung der Roving- und Matrixdeformation zwischen Simulation und Experiment

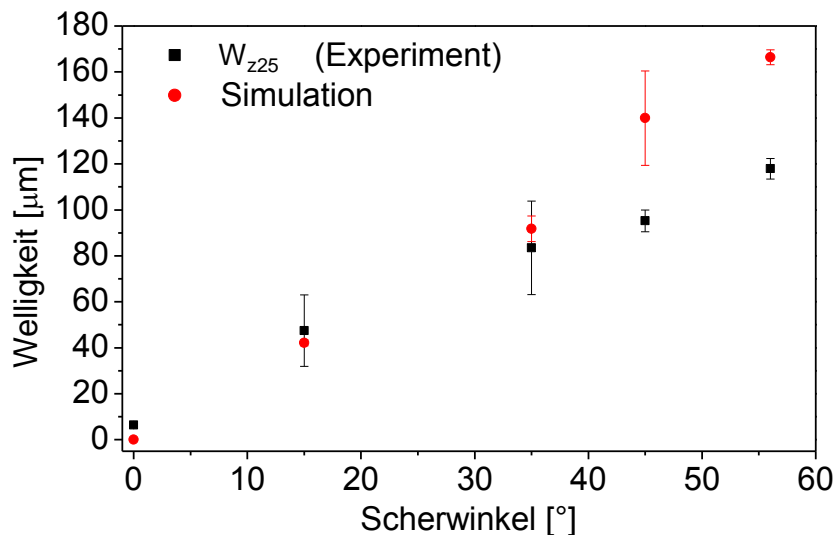


Abb. 5.25: Vergleich von Experiment und Simulation der Abhängigkeit der Welligkeit vom Schervinkel von unverpressten, eben gescherten Organoblechen

Das in Kapitel 5.1 entwickelte Prozessmodell wurde erfolgreich in ein funktionsfähiges, mesokalisches FE-Modell implementiert, welches plastische Matrixdeformationen bei großen Deformationen adäquat abbilden kann. Dazu wurde neben klassischer Festkörpersimulation der Verstärkungsstruktur die Matrix als Fluid simuliert sowie ein ebenes Scherrahmenmodell entwickelt und in die Einheitszelle integriert. Die Simulation wurde an ebenen Scherversuchen verifiziert und zeigt eine gute quantitative und qualitative Übereinstimmung von Scherverhalten, Matrixfluss und Rovingdeformation im Bereich ebener Scherung. Aus den Scherversuchen wurden weiterhin Erkenntnisse zur Organoblechdeformation gewonnen. Die lokalen Aufdickungen der Organobleche während des Drapierprozesses erfolgen im Bereich reiner Scherung vorwiegend durch Matrixverdrängung. Erst bei großen Schervinkeln tragen Rovinginteraktionen und somit Querschnittsveränderungen zur Oberflächendeformation und Aufdickung bei. Es wurde ein analytischer Ansatz zur Berechnung der verdrängten Matrix hergeleitet und im Experiment validiert. Das entwickelte FE-Prozessmodell bildet somit die Grundlage für komplexe Thermoform-simulationen gescherter Organobleche.

5.4 Prozesssimulation des variothermen Thermoformens

Zur weiteren Validierung des in Kapitel 5.1 entwickelten Prozessmodells wurde das FE-Modell auf die Versuche zum Einfluss der Gewebeparameter aus Kapitel 4.4 angewendet. Nach Übertragung der realen Verstärkungsgeometrie in das FE-

Modell wurde der Simulationsabschnitt 1, die Abkühlung der viskosen Matrix, simuliert (vgl. Abb. 3.9). Da ein Fließprozess einer äußeren Kraft bedarf, welche im Fall der Umformung durch die Presskraft eingebracht wird, kann durch einen Vergleich der entstehenden Oberfläche zwischen einer druckfreien Abkühlung und einer Abkühlung unter einem Druck von 15 bar nachvollzogen werden, ob plastisches Fließen stattfindet. Abb. 5.26 zeigt exemplarisch die Oberflächentopographie eines stahldrahtgewebeverstärkten Organoblechs mit einem Faserdurchmesser $d = 50 \mu\text{m}$ und einer Maschenweite $w = 77 \mu\text{m}$ nach der Abkühlung von $240 \text{ }^\circ\text{C}$ auf $160 \text{ }^\circ\text{C}$. Wird kein Pressdruck appliziert, so bildet sich eine charakteristische Welligkeit im Bereich von $1,5 - 2 \mu\text{m}$ aus. Die höhere Welligkeit im Zentrum der Einheitszelle entsteht durch Schwindungsbehinderung in Längen- und Breitenrichtung, welche aus dem von außen nach innen einfrierenden Volumen resultiert. Dieser Effekt wird oft bei flächigen Spritzgussteilen als sogenannte „Einfallstellen“ beobachtet. Liegt während der Abkühlung der Pressdruck an, ist keine charakteristische Textur an der Oberfläche zu erkennen. Das in Kapitel 5.1 analytisch nachgewiesene kompensierende, plastische Fließen des Polykarbonats lässt sich somit auch in der FE-Simulation abbilden. Durch das auf den rheologischen Eigenschaften der Matrix basierende FE-Modell wird das reale Materialverhalten abgebildet. Das Vorliegen einer Spannung größer der Fließspannung führt zu einem Ausgleich der entstehenden Welligkeiten.

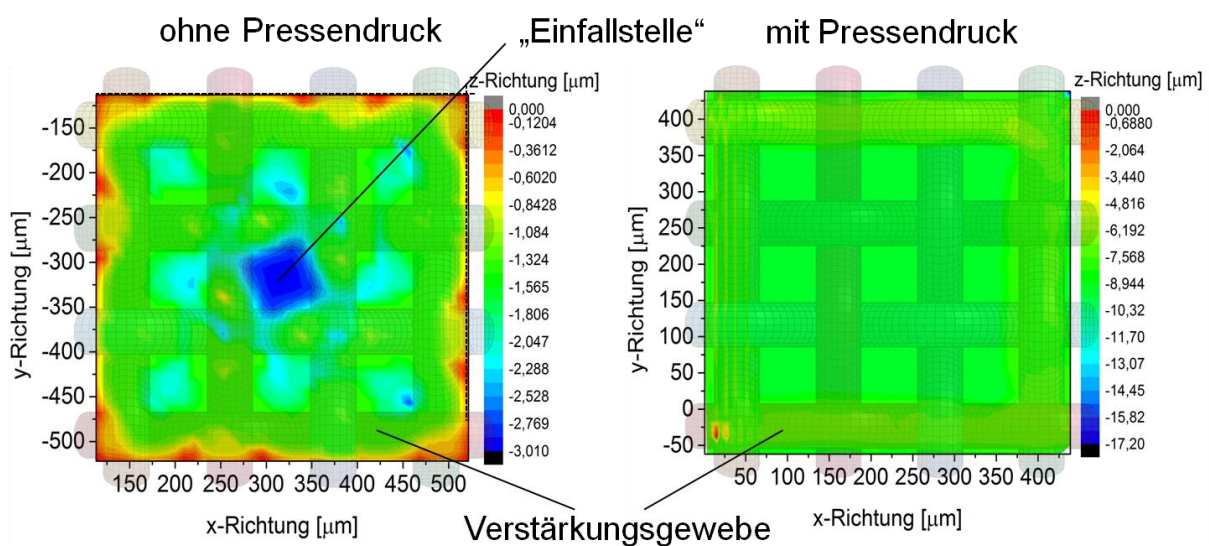


Abb. 5.26: Simuliertes Oberflächenprofil bei $160 \text{ }^\circ\text{C}$ eines stahldrahtgewebeverstärkten Organoblechs mit $d = 77 \mu\text{m}$ und $w = 50 \mu\text{m}$ ohne Pressendruck (links) und mit 15 bar Flächendruck (rechts)

Als Modellvereinfachung und mangels einer Möglichkeit die Geometriedaten des ersten Simulationsabschnitts zu übertragen, wird der zweite Simulationsabschnitt mit ebener Oberfläche neu aufgebaut. Die durch den Pressendruck hervorgerufene Deformation der Matrix in z-Richtung wird im zweiten Simulationsabschnitt berücksichtigt. Die Welligkeitsauswertung der Simulation von 160 °C auf Raumtemperatur erfolgt entlang der xy-Diagonalen der Einheitszelle. Der gewählte Pfad verläuft durch die Zonen maximaler und minimaler lokaler Faservolumenanteile, woraus sich die maximal mögliche Welligkeit ergibt (vgl. Abb. 5.27). Aus den erstellten Profilen lässt sich die maximale Profiltiefe W_z bestimmen. Sie ermöglicht einen direkten Vergleich der Welligkeit verschiedener Gewebegeometrien.

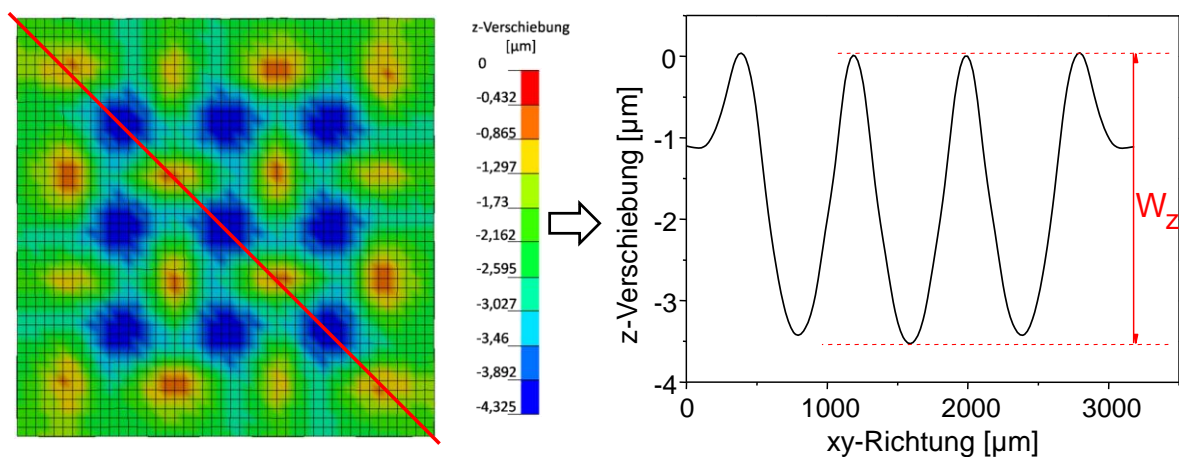


Abb. 5.27: Links: Exemplarische Oberflächentopographie für $d = 250 \mu\text{m}$ und $w = 315 \mu\text{m}$. Die Welligkeit wird entlang der Diagonalen ermittelt. Rechts: Aus dem Kurvenzug wird die maximale Welligkeit W_z ermittelt.

Abb. 5.28 stellt die maximalen Welligkeiten bei verschiedenen Gewebeparametern von Experiment und FE-Simulation dar. Die Simulationsergebnisse liegen im Betrag in der gleichen Größenordnung wie die experimentellen Ergebnisse und folgen dem Trend zu größer werdenden Welligkeiten bei größer werdenden Geweben. Bis zu einem Faserdurchmesser $d = 110 \mu\text{m}$ liegen die Ergebnisse innerhalb der jeweiligen Standardabweichung. Mit steigenden Faserdurchmessern bzw. Maschenweiten weichen die Ergebnisse absolut gesehen weiter voneinander ab. In separaten Plausibilitätssimulationen konnte das korrekte thermische und mechanische Matrixverhalten sowie das korrekte thermische Faserverhalten bestätigt werden. Mögliche Ursachen der Welligkeitsabweichungen liegen in:

- Kontaktbedingungen zwischen Faser und Matrix
- Idealisiertes, elastisches Materialverhalten des Gewebes
- Randbedingungen der Berechnung (z.B. thermische Skalierung, Massenskalierung)

Die Welligkeitszunahme bei steigendem Faserdurchmesser und konstanter Maschenweite gleicht den experimentellen Ergebnissen. Der Anstieg der Welligkeit bei steigender Maschenweite und konstantem Faserdurchmesser wird gegenüber den experimentellen Messwerten jedoch überschätzt.

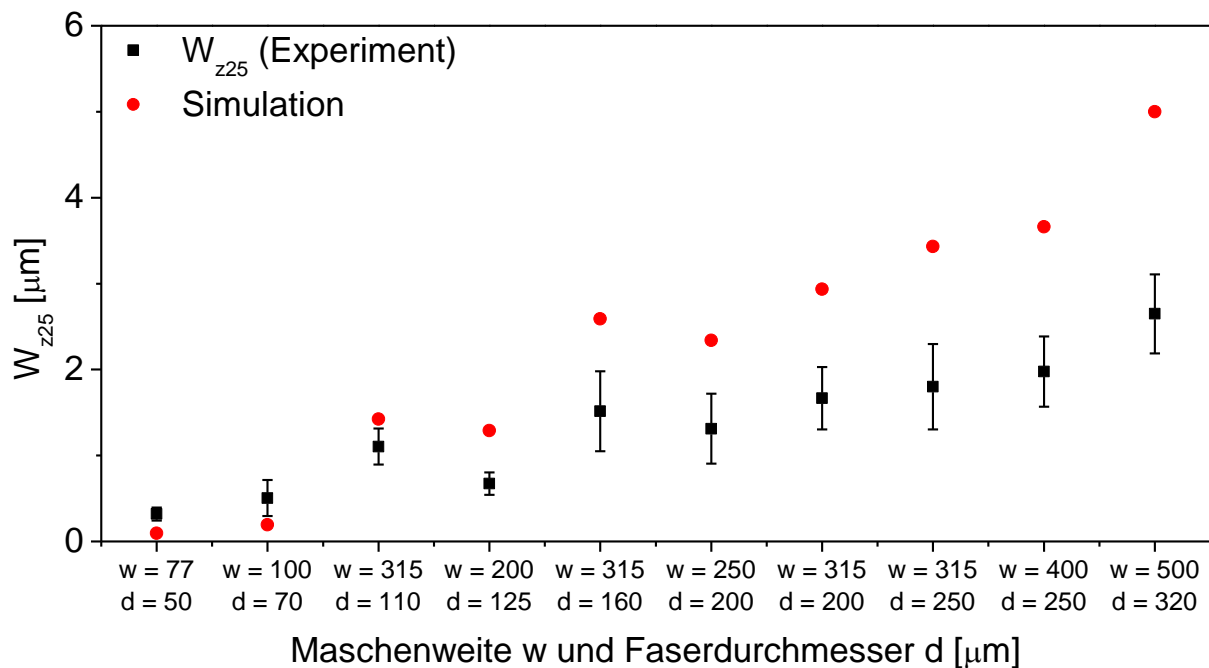


Abb. 5.28: Vergleich der maximalen Welligkeiten von Experiment und Simulation in Abhängigkeit der textilen Parameter w und d

Zusätzlich wurde der Einfluss der Deckschichtdicke in die simulativen Untersuchungen aufgenommen. Sowohl Simulation als auch Experiment wurden mit dem Stahldraht-Leinwandgewebe mit $w = 250 \mu\text{m}$ und $d = 200 \mu\text{m}$ durchgeführt (vgl. Abb. 5.29). Die Deckschichtdicken betragen $0 \mu\text{m}$, $100 \mu\text{m}$, $200 \mu\text{m}$ und $300 \mu\text{m}$. Mit steigender Deckschichtdicke wird der Betrag der sich ausbildenden Welligkeit kleiner (vgl. Kap. 4.4).

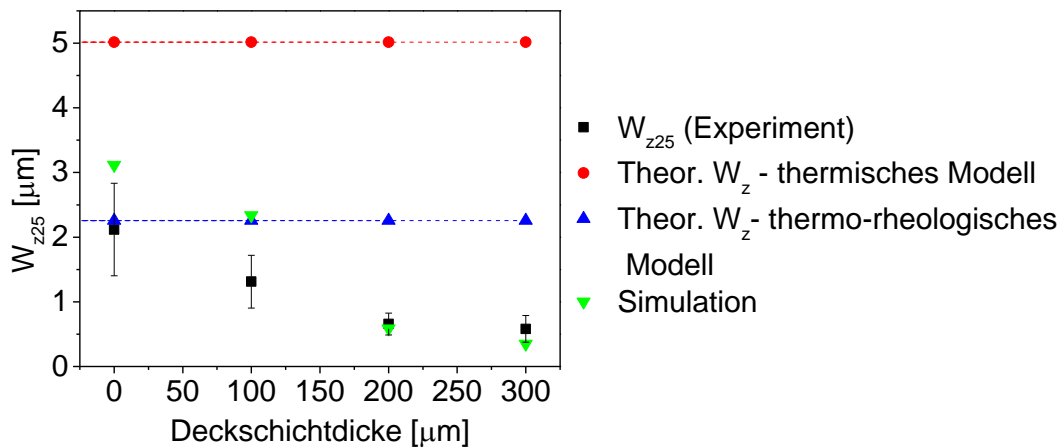


Abb. 5.29: Maximale Welligkeit eines Stahl/PC-Organoblechs mit $d = 200 \mu\text{m}$, $w = 250 \mu\text{m}$ in Abhängigkeit der Deckschichtdicke

Mit dem in Kapitel 5.1 entwickelten analytischen Modell kann eine korrekte Abschätzung nur für ein Organoblech ohne Deckschicht erfolgen, da ausschließlich das thermische Verhalten berücksichtigt wird. Da das hier dargestellte FE-Modell mit einem thermo-mechanischen Materialmodell rechnet, werden Dickeneffekte berücksichtigt. Mit zunehmender Deckschichtdicke sinkt die Oberflächenwelligkeit stark ab. Eine Erhöhung der Deckschichtdicke von $0 \mu\text{m}$ auf $100 \mu\text{m}$ führt zu einer Reduktion um $37,8 \%$. Mit einer $200 \mu\text{m}$ bzw. $300 \mu\text{m}$ Deckschicht ist eine Verringerung der Welligkeit um $68,9 \%$ bzw. $72,4 \%$ zu verzeichnen. Die Ergebnisse der FE-Simulation folgen einem ähnlichen Verlauf, wobei die Übereinstimmung mit zunehmender Deckschichtdicke zunimmt.

Wie in Gleichung 5.1 – 5.4 hergeleitet wurde, ist die Präsenz einer Deckschicht aus thermischer Sicht für die Ausbildung der Welligkeit unbedeutend. Hauptsächlich verantwortlich für die Reduktion der Welligkeit ist das mechanische Verhalten der Faserverbundstruktur durch eine Zunahme der Deckschichtdicke. Lin et al. beschreiben einen Zusammenhang zwischen Oberflächentexturen und variierender Deckschichtsteifigkeit. Ihre Berechnungen zeigen dabei maximale Rauigkeits-kennwerte für Deckschichtsteifigkeiten zwischen 4 GPa und 5 GPa . Für geringere Steifigkeiten wird ein elastisches Verhalten der Deckschicht geschlussfolgert, welches durch einen Puffereffekt die, durch das Verstärkungsgewebe entstehenden, Welligkeiten absorbiert [132]. Mit einem E-Modul von ca. $2,3 \text{ GPa}$ bei Raumtemperatur liegt das hier betrachtete Polykarbonat genau in diesem Pufferbereich. Um die Aussage zu überprüfen, werden die elastischen Spannungen in z-Richtung im Deckschichtquerschnitt mit

zunehmender Distanz zum Gewebe betrachtet. Die Querschnitte zeigen zunächst eine deutliche elastische Dehnung über den Ondulationspunkten von Kett- und Schussfasern, welche sich mit steigendem Abstand zum Gewebe reduziert. Mit zunehmender Deckschichtdicke sinkt dadurch der Einfluss von Deformationen tieferliegender Schichten (vgl. Abb. 5.30).

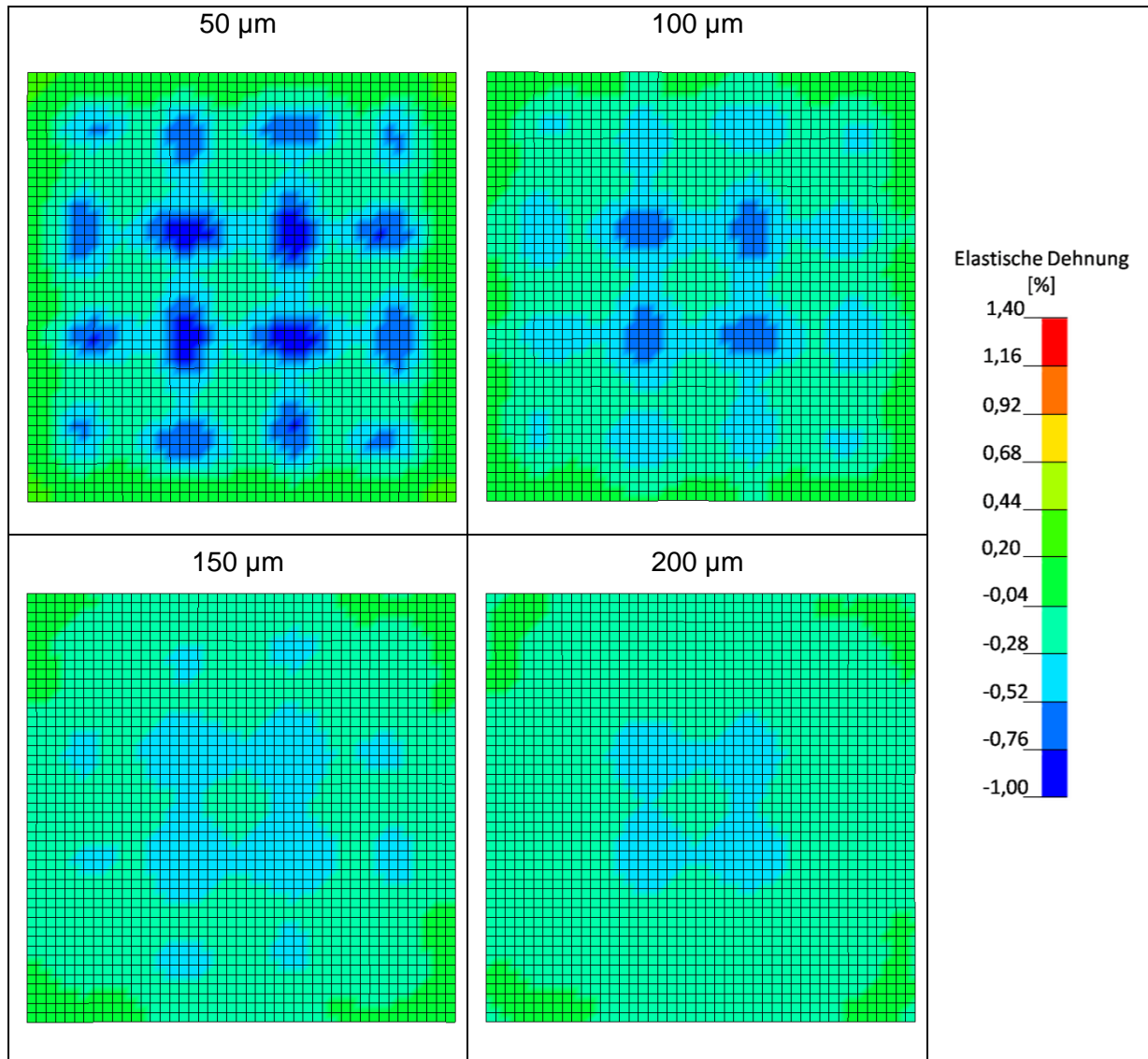


Abb. 5.30: Elastische Dehnung innerhalb der Deckschicht mit zunehmendem Abstand zum Gewebe

Gleichzeitig führt eine Erhöhung der Deckschicht zu einer Änderung des lokalen Spannungszustandes der fasernahen Matrixbereiche. Durch die asymmetrische Abkühlung der Organoblechoberfläche erstarren die Randbereiche schneller als der Kern. Dies führt zu einer Behinderung der thermischen Schwindung der Matrix im Faserbereich. Je dicker die Deckschicht, desto höher werden die thermischen

Spannungen in der heterogenen Zone aus Matrix und Fasern. Abb. 5.31 vergleicht die Z-Spannungen direkt oberhalb der Gewebe bei unterschiedlichen Deckschichtdicken. Mit zunehmender Deckschicht erhöhen sich die Spannungen in der Matrix. Da der Gesamtschrumpf der Einheitszelle ohne Berücksichtigung der Deckschicht theoretisch konstant bleibt, entsprechen die gespeicherten Spannungen im Betrag der Reduktion der Welligkeit. Die Untersuchungen geben keine Auskunft darüber, wie sich die reduzierte Welligkeit über einen kompletten Produktlebenszyklus verhält. In Abhängigkeit vom Spannungsbetrag könnten sich Risse bilden oder andere Oberflächendefekte durch Temperaturwechselbelastungen, UV-Strahlung, Feuchtigkeit oder Vibrationen entstehen.

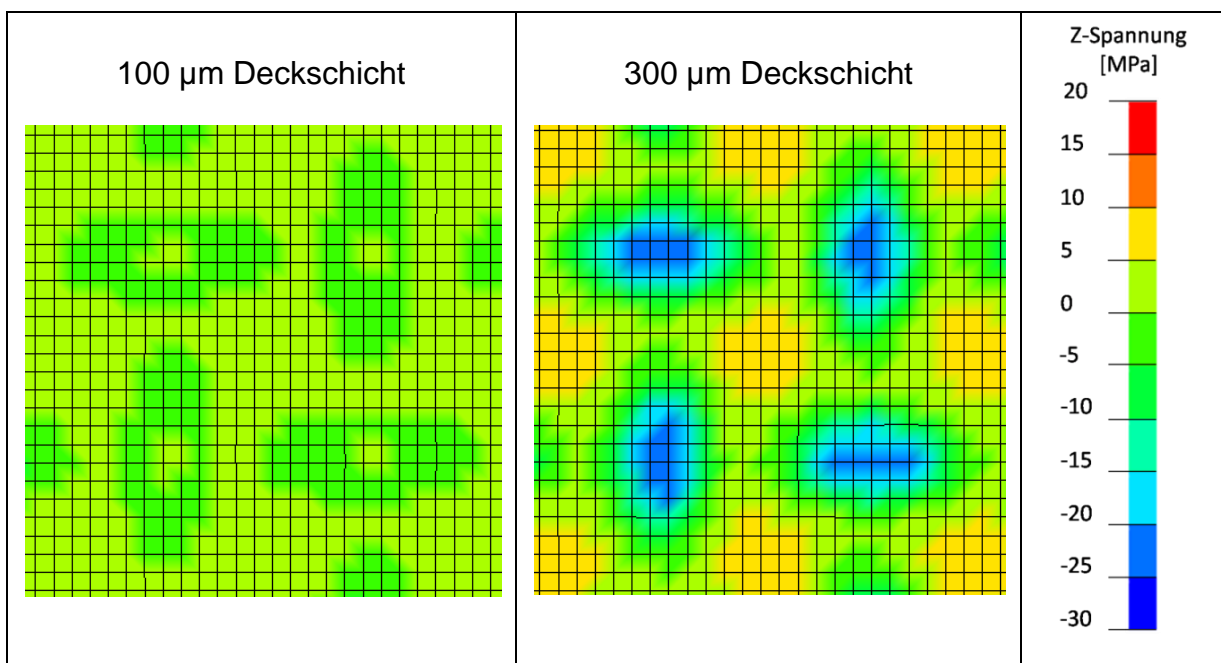


Abb. 5.31: Vergleich der Z-Spannung im Matrixquerschnitt normal zur z-Achse direkt über dem Gewebe in Abhängigkeit der Deckschichtdicke ($w=250\ \mu\text{m}$, $d=200\ \mu\text{m}$)

Die Erweiterung des FE-Modells zu einem vollwertigen Prozesssimulationsmodell einschließlich Druckbeaufschlagung wurde erfolgreich umgesetzt. Es unterstützt die Theorie des kompensierenden Ausgleichsfließens der Matrix im Verarbeitungsprozess und ermöglicht in Abhängigkeit der textilen Parameter eine Vorhersagbarkeit der erwarteten Welligkeiten. Es wurde weiterhin eine Erklärung des positiven Einflusses von Deckschichten gegeben.

6 Übertragbarkeit der Erkenntnisse der variothermen Verarbeitung auf das isotherme Thermoformen

In den vorangegangenen Kapiteln wurde der Einfluss der variothermen Verarbeitung auf die Oberflächeneigenschaften von Organoblechen mit amorpher Polykarbonat-matrix untersucht. Dabei konnte eine die Welligkeit reduzierende Wirkung der variothermen Verarbeitung nachgewiesen werden, welcher durch ein plastisches Kompensationsfließen der viskosen Matrix während der Abkühlung entsteht. Unter der Annahme, dass die Organobleche sowohl bei variothermer als auch isothermer Verarbeitung zu Beginn der Umformung in einem identischen, spannungsfreien Zustand vorliegen, resultieren die Unterschiede, bei ansonsten gleichen Prozessbedingungen, aus einer unterschiedlich langen Abkühlphase. Organobleche im variothermen Prozess kühlen zusammen mit dem Werkzeug ab. Auf Grund der thermischen Trägheit des Gesamtsystems wird üblicherweise eine um ein vielfaches längere Abkühlzeit der Organobleche, verglichen mit dem Umformen/Abkühlen in isothermen Werkzeugen, benötigt. Da die isotherme Verarbeitung den industriellen Standard darstellt, wird im Folgenden eine Möglichkeit erarbeitet, die reduzierte Welligkeit aus der variothermen auf die isotherme Verarbeitung zu übertragen.

6.1 Anpassung der thermischen Werkzeugeigenschaften

Über eine Anpassung der veränderlichen Prozessgrößen in der isothermen Verarbeitung, wie beispielsweise Organoblechtemperatur, Werkzeugtemperatur oder Pressdruck, können keine der variothermen Verarbeitung gleichwertigen Oberflächen erzielt werden. Eine Variation des Pressdrucks zwischen 10 bar und 50 bar Flächendruck besitzt nur geringe Auswirkungen auf die resultierende Welligkeit, wobei ein höherer Pressdruck zu tendenziell geringeren Welligkeiten führt (vgl. Abb. 6.1). Über die Organoblechtemperatur lässt sich der Energieinhalt des Organoblechs und somit die abzuführende Energiemenge während des Umformvorgangs steuern. Für Polykarbonat zeigen Umformtemperaturen von 280 °C bei Verwendung von stählernen Werkzeugen die besten Ergebnisse. Eine weitere Erhöhung der Temperatur führt zu thermischer Degradation des Polymers und damit zur Schädigung des FKV. Die maximale Organoblechtemperatur T_{OB}

beschreibt die Temperatur des Organoblechs zum Zeitpunkt des Erstkontakts mit der Werkzeugoberfläche.

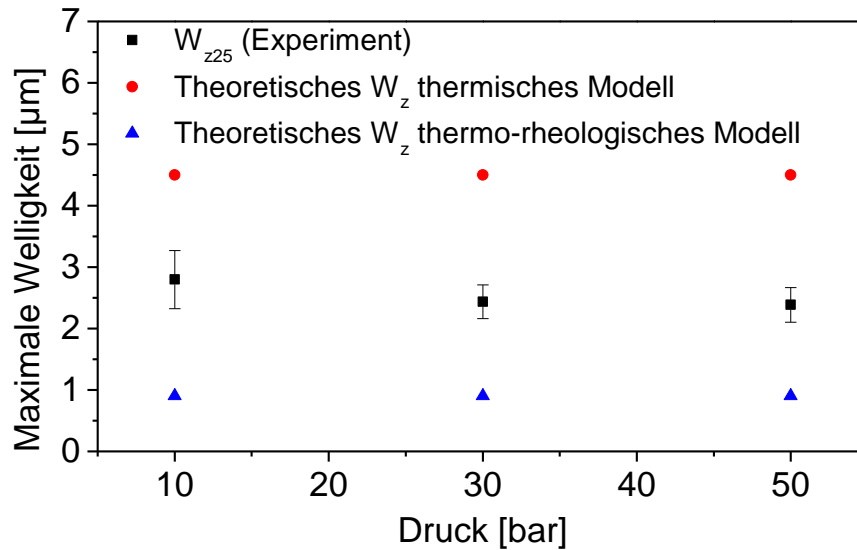


Abb. 6.1: Maximale Welligkeit in Abhängigkeit des Pressdrucks für eine maximale Organoblechtemperatur von $T_{OB} = 280\text{ °C}$ und eine Werkzeugtemperatur $T_{WZ} = 120\text{ °C}$

Wird T_{OB} sukzessive von 180 °C auf 280 °C erhöht, reduziert sich die maximale Welligkeit der untersuchten Organobleche von im Mittel 5 µm auf etwa $2,5\text{ µm}$ signifikant. Abb. 6.2 enthält neben den experimentellen Welligkeitswerten die erwarteten, theoretischen Welligkeiten nach rein thermischem Modell sowie unter Einbeziehung des Kompensationsfließens.

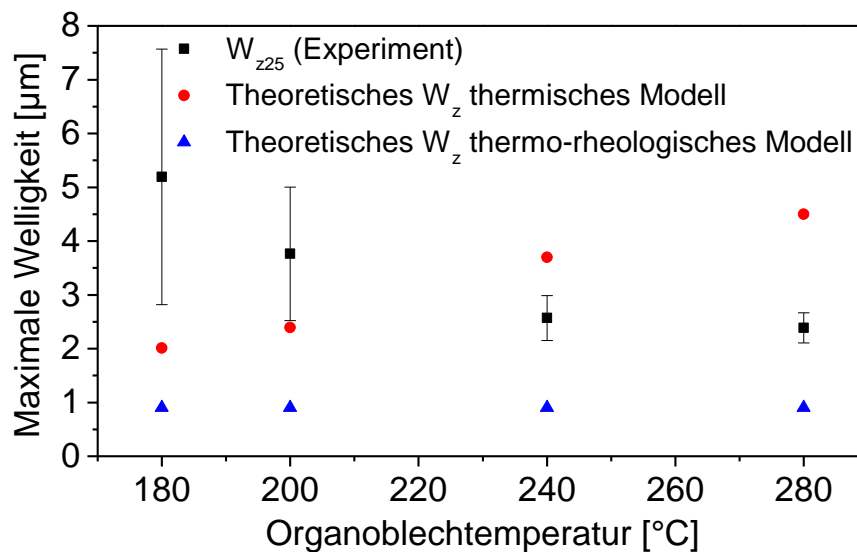


Abb. 6.2: Maximale Welligkeit in Abhängigkeit der maximalen Organoblechtemperatur T_{OB} für einen Pressdruck von 50 bar und eine Werkzeugtemperatur $T_{WZ} = 120\text{ °C}$

Für keine der getesteten Organoblechtemperaturen wird das minimale Welligkeitsniveau erreicht, so dass die geringste erzielte Welligkeit um mehr als 100 % über dem theoretisch erreichbaren Niveau liegt. Neben einer erhöhten Welligkeit führt ein zu geringes T_{OB} zu einer zerklüfteteren Bauteiloberfläche mit großflächigen Poren und Lunkern. Diese Oberflächendefekte zeigen sich in einer erhöhten Standardabweichung mit sinkender T_{OB} . Abb. 6.3 zeigt exemplarisch die Weißlichtprofilometeraufnahmen zweier mit $T_{OB} = 180 \text{ °C}$ bzw. $T_{OB} = 240 \text{ °C}$ umgeformten Organobleche. Bei beiden Proben sind Oberflächendefekte entlang der Gewebestruktur zu erkennen. Die bei geringerer Temperatur umgeformte Probe weist zusätzlich eine starke Porenbildung auf.

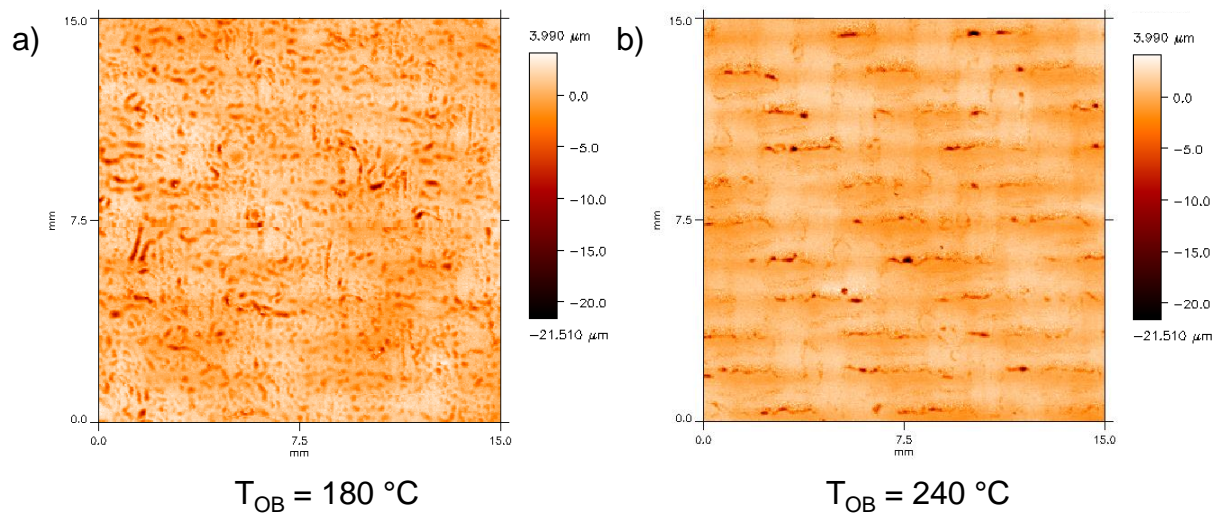


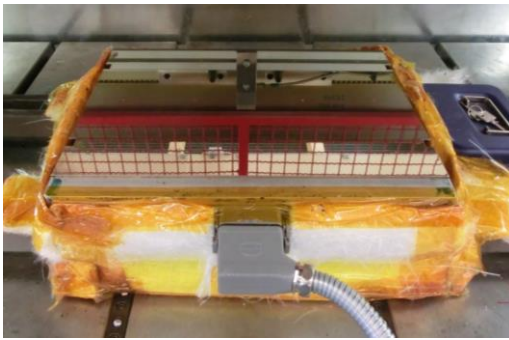
Abb. 6.3: Oberflächentopographie von GF/PC-Organoblechen bei $p = 50 \text{ bar}$. a) $T_{OB} = 180 \text{ °C}$ weist eine zerklüftete Oberfläche auf, b) $T_{OB} = 240 \text{ °C}$ führt zu deutlich homogenerer, geschlossenerer Organoblechoberfläche

Ursächlich für die im Vergleich zur variothermen Verarbeitung höheren Welligkeiten ist das rasche Erstarren der Organoblechoberfläche bei Kontakt mit dem stählernen Werkzeug. Das für die Umformung und die Ausbildung einer optimalen Oberfläche zur Verfügung stehende Prozessfenster reicht nicht aus, um eine maximale Kompensation entstehender Oberflächendefekte durch plastisches Matrixfließen zu ermöglichen.

Die Werkzeugflächen der Umformwerkzeuge bestehen in den meisten Fällen aus Aluminiumlegierungen oder Stählen, welche einen großen Wärmeleitkoeffizienten besitzen (vgl. Kap. 2.3). Im Fall des hier verwendeten Stahlwerkzeugs ergibt sich ein Wärmeleitkoeffizient von $\xi_{\text{Stahlwerkzeug}} \cong 11620$

$W\sqrt{sm^{-2}K^{-1}}$. Um den zeitlichen Verlauf der Abkühlung der Organobleche anzupassen, wurde ein Werkzeugkonzept mit variablen Werkzeugoberflächen umgesetzt. Das rechteckige Stahlwerkzeug wurde so modifiziert, dass flächige Isolationsaufsätze mit Haltewinkeln schwimmend montiert werden. Auf Grund der unterschiedlichen thermischen Dehnungen der Werkzeugmaterialien wurden die Isolationsplatten temperaturkorrigiert auf die Einsatztemperatur konfektioniert (vgl. Abb. 6.4). Für die Auswahl der Isolationsmaterialien waren eine geringe Wärmeleitfähigkeit, ausreichend hohe Steifigkeit sowie eine Verfügbarkeit als Plattenware maßgeblich. Für die Versuche wurde das Material S 4000[®] mit einer Materialdicke von 6 mm ausgewählt (vgl.

Stahlwerkzeug (SW)



SW mit 6mm Isolationsbeschichtung S4000



Abb. 6.5: Bilder der Werkzeugoberflächen mit links: spiegelnder Stahloberfläche, rechts: montierte Isolationsplatte mit matter Oberfläche

Tabelle 6-1) [154]. Bei dem S 4000[®] handelt es sich um ein glasfaserverstärktes Duromerharz, welches als Wärmeisulationsmaterial beispielsweise für Werkzeugisolationen eingesetzt wird.

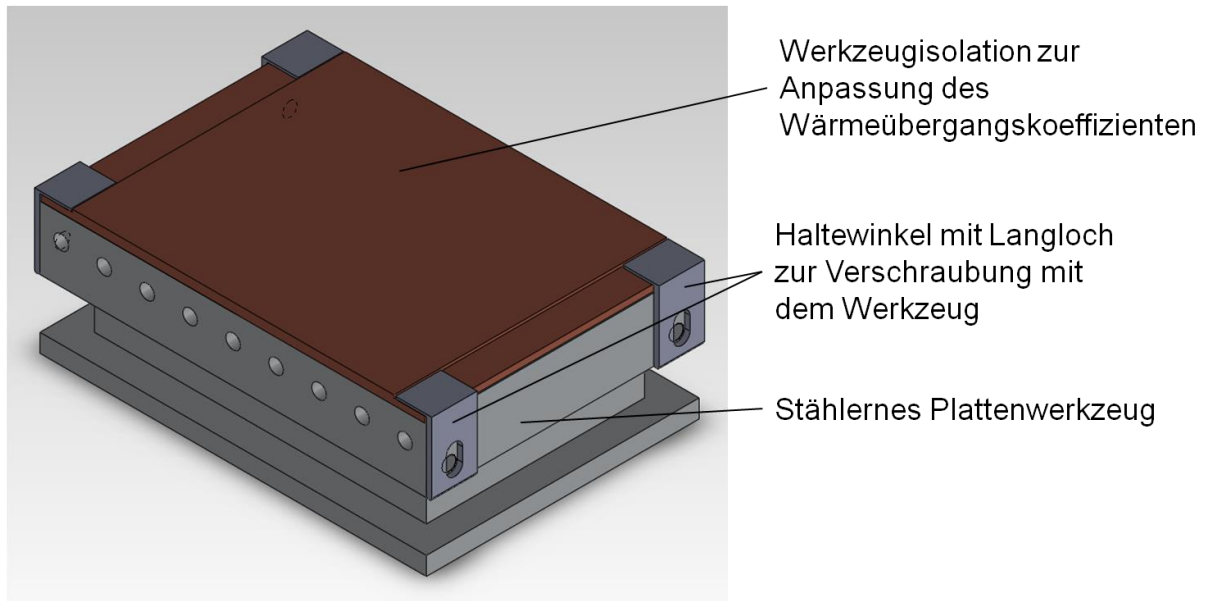
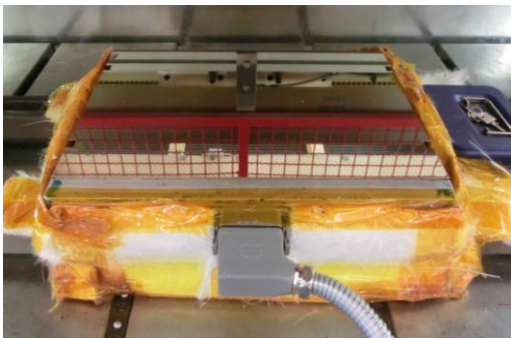


Abb. 6.4: Skizze einer Werkzeugseite mit montierter Isolationsplatte

Aus den Materialkennwerten des S4000[®] errechnet sich der Wärmeeindringkoeffizient nach Gleichung (2.1) zu $\xi_{\text{Isolation}} \cong 400 \text{ W}\sqrt{\text{sm}^2\text{K}^{-1}}$, welcher somit um den Faktor 29 niedriger als der der Stahloberfläche ist.

Stahlwerkzeug (SW)



SW mit 6mm Isolationsbeschichtung S4000



Abb. 6.5: Bilder der Werkzeugoberflächen mit links: spiegelnder Stahloberfläche, rechts: montierte Isolationsplatte mit matter Oberfläche

Tabelle 6-1: Werkstoffkennwerte des Isolationsmaterials S4000[®]

Kennwert	Einheit	Wert
Max. Einsatztemp.	°C	210 (dauernd)

		250 (kurzfristig)
Wärmeleitfähigkeit λ	W/(m*K)	0,12 (bei RT) 0,16 (bei 200 °C)
Wärmeausdehnungskoeffizient α_{th}	1/K	$28 * 10^{-6}$
Dichte ρ	kg/m ³	1350
Druckfestigkeit σ_D	MPa	300 (bei RT) 100 (bei 200 °C)

6.2 Variation der Prozessfenster beim isothermen Thermoformen

Das für die Formgebung von Organoblechen aus Polycarbonat relevante Prozessfenster wird maßgeblich durch die rheologischen Eigenschaften der Matrix bestimmt. Es ergibt sich aus dem Zeitraum der Abkühlung von der Organoblechtemperatur T_{OB} zum Zeitpunkt t_0 beim Erstkontakt mit dem Presswerkzeug bis zum Erreichen der „no-flow“-Temperatur $T_{NF} = 160 \text{ °C}$. Für den Fall einer Umformung mit einer $T_{OB} = 280 \text{ °C}$, einer $T_{WZ} = 120 \text{ °C}$ sowie einem Pressdruck von $p = 50 \text{ bar}$ auf einem stählernen Werkzeug ergibt sich ein Prozessfenster von circa einer Sekunde (vgl. Abb. 6.6). Innerhalb dieser einen Sekunde ist die verwendete schnellschließende Presse nicht in der Lage den vollen Pressdruck von 50 bar aufzubauen. Ein Prozessfenster von einer Sekunde genügt somit nicht, um eine vollständige Welligkeitskompensation zu ermöglichen (vgl. Abb. 6.2). Durch den Einsatz schneller schließender Pressen ließe sich das effektive nutzbare Prozessfenster um einige zehntel Sekunden verlängern. Aktuell am Markt verfügbare Pressen besitzen jedoch Schließgeschwindigkeiten im selben Größenbereich von einigen hundert mm/s. Durch angepasste Presstechnik lassen sich die Prozessfenster somit nur geringfügig verändern.

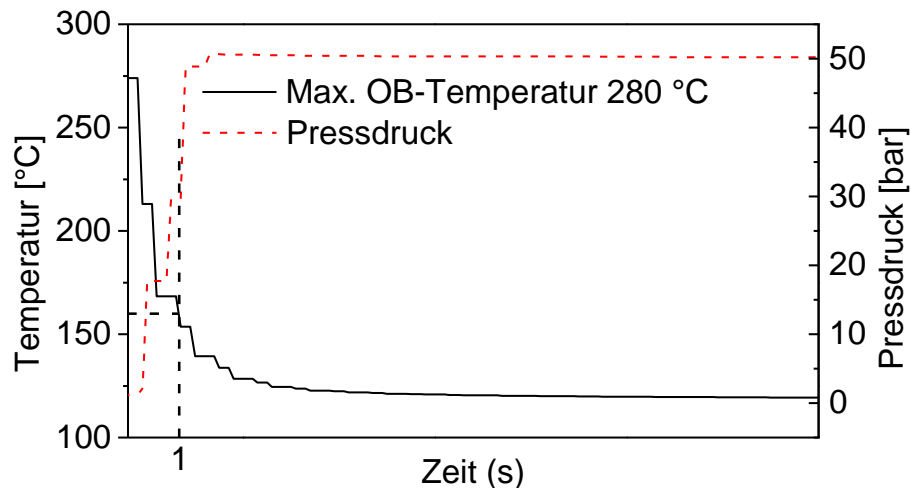


Abb. 6.6: Temperatur- und Druckverlauf mit stählernem Werkzeug und $T_{OB} = 280$ °C, $T_{WZ} = 120$ °C und $p = 50$ bar

Bei Einsatz der Isolationsplatten stellt sich ein Temperaturgradient in der Isolation ein, der bei geöffneter Presse im Nichtgleichgewichtszustand zu einer Abweichung der eingestellten Werkzeugtemperatur führt. Berührt das relativ zum Isolationsmaterial warme Organoblech die Isolation, stellt sich ein komplexer, instationärer Wärmefluss ein. Die Reduktion des Wärmeeindringkoeffizienten um den Faktor 29 führt zu drastisch verlängerten Prozessfenstern. Für eine $T_{OB} = 280$ °C führt dies zu einer Vergrößerung des Prozessfensters um über 1400 %. Durch die verlangsamte Abkühlung ist es möglich die Verarbeitungstemperatur für Polycarbonat auf ungewöhnlich niedrige $T_{OB} = 200$ °C zu reduzieren, was dennoch zu einem um 400 % gesteigerten Prozessfenster gegenüber der Umformung auf einem Stahlwerkzeug führt (vgl. Abb. 6.7). Ein Vergleich der resultierenden Organoblechoberflächen bei $T_{OB} = 200$ °C verdeutlicht die Unterschiede zwischen den Werkzeugmaterialien. Während eine stählerne Oberfläche zu rascher Abkühlung und einer zerklüfteten Oberfläche führt, können für Polycarbonat mit angepasstem ξ auch bei 200 °C noch vollständig geschlossene Oberflächen umgeformt werden (vgl. Abb. 6.8).

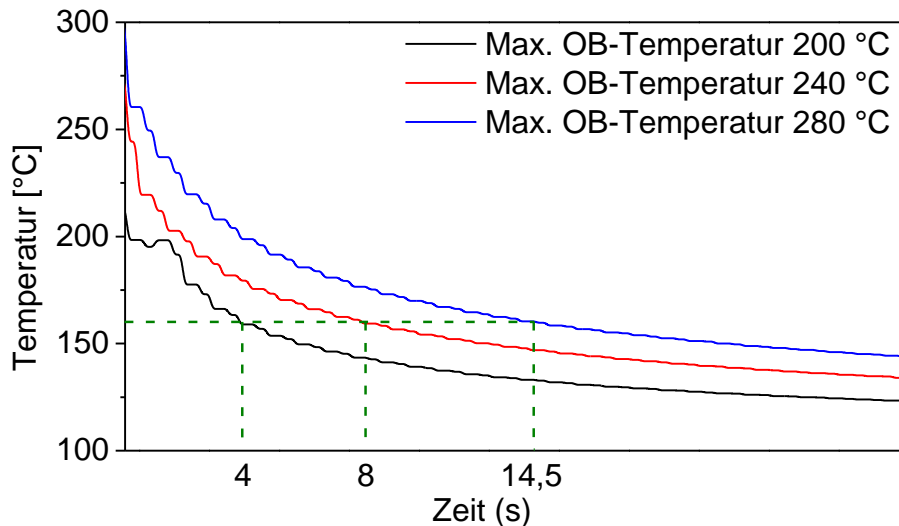


Abb. 6.7: Temperaturverlauf bei Einsatz einer 6 mm dicken S4000[®] Isolationsplatte, $T_{WZ} = 120 \text{ °C}$ und $p = 50 \text{ bar}$

Ein sinnvoller Vergleich der Welligkeiten ist auf Grund der Eigenstruktur des S 4000[®] im Bereich einiger Mikrometer nicht möglich, da nicht die durch Schwindung erzeugten Welligkeiten sondern die durch das Werkzeug eingepprägten Oberflächen verglichen würden.

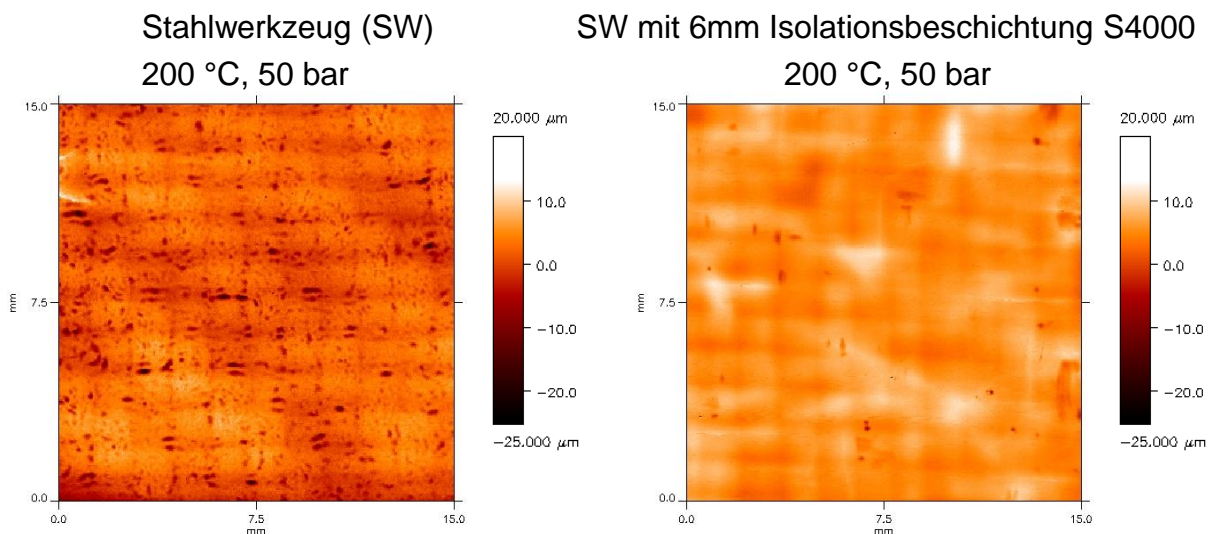


Abb. 6.8: WLP-Aufnahmen von Organoblechoberflächen bei Verarbeitung auf unterschiedlichen Werkzeugoberflächen bei gleichen Prozessbedingungen

6.3 Einfluss der Werkzeugsteifigkeit auf die Oberflächenwelligkeit

Das entwickelte thermo-rheologische Prozessmodell stellt einige Anforderungen an die eingesetzten Werkzeugmaterialien. Neben den beschriebenen thermischen Eigenschaften, die ausreichend lange Prozessfenster ermöglichen müssen, spielen die mechanischen Eigenschaften eine wichtige Rolle. Ein

Kompensationsfließen von den Profilspitzen in die Profiltäler kann nur bei lokalen Spannungsunterschieden in der Matrix erfolgen. Lokale Spannungsunterschiede entstehen durch das schwindungsbedingte Ablösen der Matrix in matrixreichen Zonen, was nur bei ausreichender Materialsteifigkeit realisiert werden kann.

Zur Überprüfung des Einflusses der Drucksteifigkeit auf die maximale Welligkeit wurden neben dem Stahlwerkzeug und dem S 4000[®] zusätzlich PTFE-Platten mit 5 mm Materialdicke und eine 3 mm dicke Silikonfolie eingesetzt. Zusätzlich wurde ein Sandwichaufbau erstellt, in dem auf die S 4000[®]-Platte eine 200 µm dicke Stahlfolie gelegt wurde. Mit den gewählten Materialien wird ein Steifigkeitsbereich bei ca. 200 °C von $2 \cdot 10^9$ Pa für Stahl bis unter $6 \cdot 10^0$ Pa für PTFE abgedeckt. Für die Silikonfolie kann keine Steifigkeit angegeben werden. Da die Folie zwischen den Fingern gestaucht werden kann, besitzt sie augenscheinlich die geringste Steifigkeit. Für eine Umformung bei $T_{OB} = 240$ °C, $T_{WZ} = 110$ °C und $p = 30$ bar ergeben sich die in Abb. 6.9 gezeigten Welligkeiten. Obwohl die jeweiligen Werkzeugmaterialien unterschiedliche Oberflächen besitzen, lässt sich ein unabhängiger Trend einer zunehmenden maximalen Welligkeit mit fallender Drucksteifigkeit nachweisen.

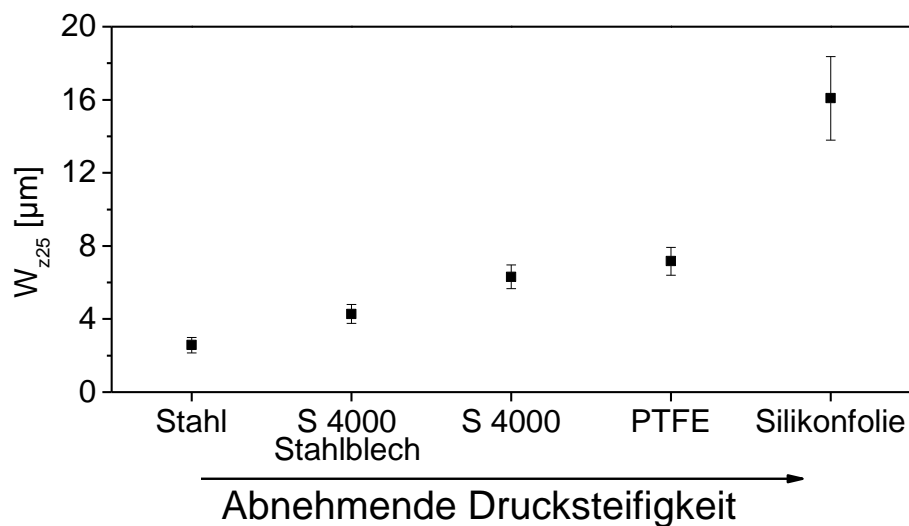


Abb. 6.9: Maximale Welligkeit in Abhängigkeit der Drucksteifigkeit der Werkzeugoberfläche bei $T_{OB} = 240$ °C und $p = 30$ bar

Aus dem thermo-rheologischen Prozessmodell ergibt sich folgende Schlussfolgerung. Auf eine druckweiche Werkzeugoberfläche, deren Steifigkeit im Bereich der Matrixsteifigkeit liegt, kann das Modell nicht mehr angewandt werden. Bei Aufbringung der Presskraft folgt das druckweiche Werkzeug der durch die

Schwindung entstehenden Welligkeit. Dies resultiert in einer Art hydrostatischem Druck auf die Bauteiloberfläche. Durch den relativ ausgeglichenen Oberflächendruck kann kein ausgleichendes Fließen der Matrix stattfinden, was die Bauteilwelligkeit erhöht (vgl. Abb. 6.10). Aus den Untersuchungen kann abgeleitet werden, dass die Oberflächensteifigkeit des Werkzeuges um ein Vielfaches höher sein muss als die Steifigkeit der Matrix ($E_{WZ} \gg E_M$), um der Matrix ein kompensierendes, plastisches Fließen zu ermöglichen.

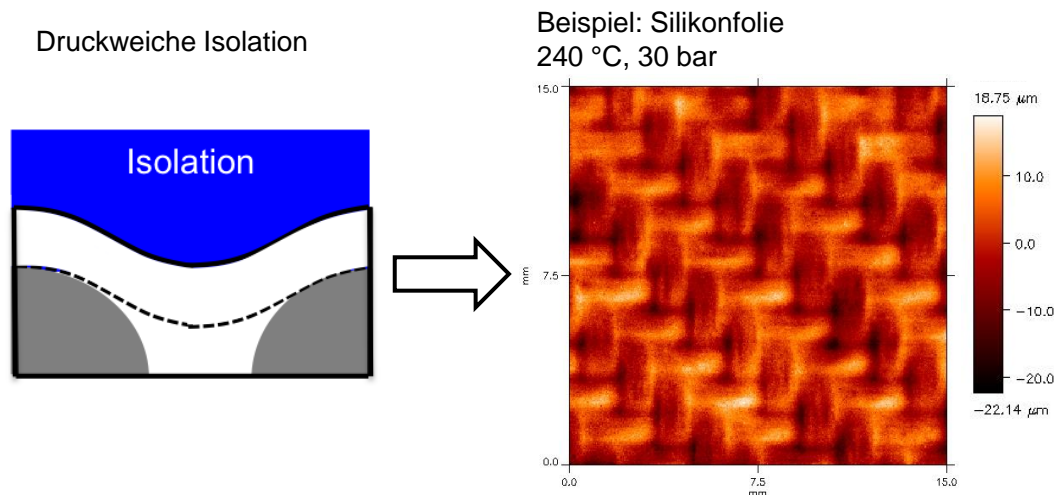


Abb. 6.10: links: Modellvorstellung einer druckweichen Werkzeugoberfläche auf die Welligkeitsausbildung, rechts: Organoblechoberfläche nach Umformung mit Silikonfolie

6.4 Einschätzung der prozesstechnischen und ökonomischen Bedeutung

Aus den Ergebnissen zur Übertragbarkeit der Erkenntnisse der variothermen Verarbeitung auf das isotherme Thermoformen leiten sich weitreichende prozesstechnische und ökonomische Folgen ab. Die kurzen Prozessfenster bei der Umformung von Organoblechen auf metallischen Werkzeugen führen häufig zu erhöhten Verarbeitungstemperaturen, die die Organobleche teilweise thermisch schädigen und so die Bauteilqualität verringern. Durch den Einsatz von alternativen Werkzeugbeschichtungen, mit an die gewünschten Prozessfenster angepassten thermischen Eigenschaften, lässt sich der Umformprozess gezielt steuern. Dies umfasst neben der vollständigen Abformung von Werkzeuggeometrie und -oberfläche auch die Möglichkeit reduzierte Oberflächenwelligkeiten durch eine Kompensation von thermisch induzierten Welligkeiten durch plastisches Matrixfließen zu ermöglichen. Durch die gesteuerte, langsamere Abkühlung werden überdies im Bauteil verbleibende Spannungen

durch Relaxationsprozesse reduziert, was sich in geringerem Bauteilverzug bzw. höherer Belastbarkeit äußert. Eine ideale Werkzeugbeschichtung besitzt dabei folgende Eigenschaften:

- Gleiche Wärmeausdehnungskoeffizienten α_{th} von Beschichtung und Werkzeuggrundkörper für eine hohe Verschleißfestigkeit
- Vollflächiger Kontakt zum Werkzeugkörper für ideale Wärmeleitung
- Hohe Beschichtungssteifigkeit für geringe Oberflächenwelligkeiten
- Angepasste Oberflächenrauheit für hohen bzw. geringen Glanzgrad
- Geringer Wärmeeindringkoeffizient ξ für ausreichend lange Prozessfenster

Abhängig von Wärmeeindringkoeffizient ξ , Beschichtungsdicke, Organoblechmaterial und -dicke, Verarbeitungstemperatur T_{OB} , Werkzeugtemperatur sowie pressenspezifischen Eigenschaften ergeben sich die jeweiligen Prozessfenster, also die Zeit zwischen dem Start der Umformung und dem Erreichen der „No-Flow“-Temperatur T_{NF} . Der Sachverhalt lässt sich in einem kombinierten Diagramm vereinfacht darstellen (vgl. Abb. 6.11). Für jede Kombination der genannten Einflussfaktoren existiert ein optimales Prozessfenster, bei dem die durch den Umformprozess beeinflussbare Welligkeit minimal wird.

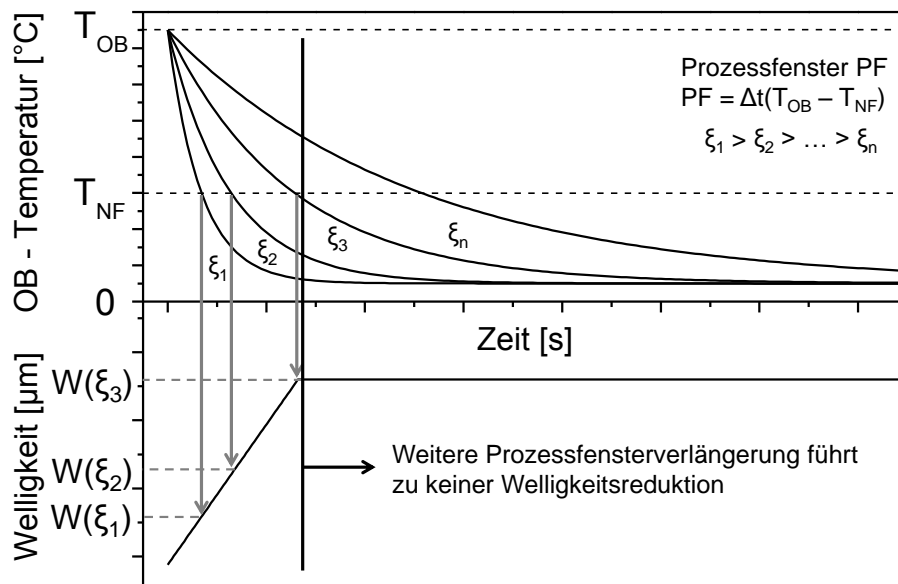


Abb. 6.11: Einfluss des Wärmeeindringkoeffizienten ξ auf das Prozessfenster PF und die prozessabhängige Welligkeit

Das Optimum ist erreicht, wenn das plastische Kompensationsfließen der Matrix bis T_{NF} möglich ist. Eine weitere Verlängerung des Prozessfensters führt zu keiner

weiteren Reduktion der Welligkeit. Für die verwendeten GF/PC-Organobleche wird ein optimales Prozessfenster zwischen zwei bis vier Sekunden abgeleitet.

Eine Prozessauslegung für optimierte Prozessfenster würde folgendermaßen erfolgen:

1. Evaluation von T_{NF} für das einzusetzende Material
2. Bestimmung des benötigten Prozessfensters für optimale Eigenschaften / Oberflächen
3. Unter Beachtung der Randbedingungen (OB-Material und -dicke, maximale Einsatztemperatur,...) Festlegung auf geeignete Werkzeugeigenschaften (ξ , Beschichtungsdicke, Werkzeugtemperatur,...)
4. Fertigung des ausgelegten Werkzeuges

Die nominelle Verlängerung des Prozesszyklus durch eine verlängerte Abkühlphase führt nicht zwangsläufig zu einer Verlängerung der Gesamtprozesszeit.

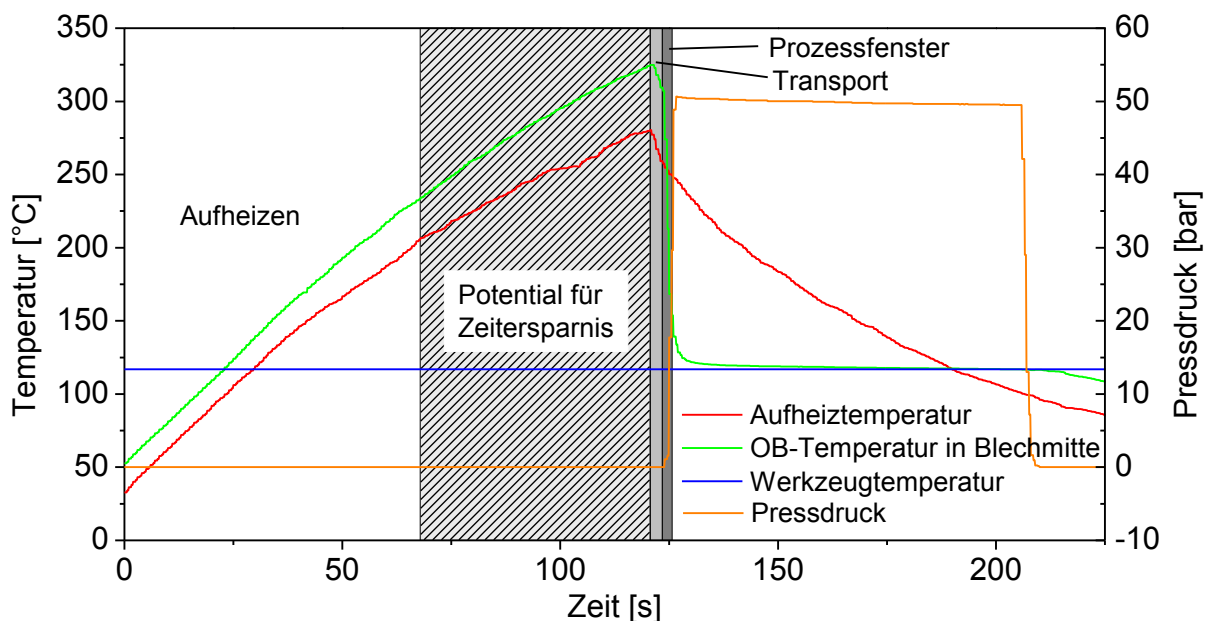


Abb. 6.12: Prozesszyklus des Thermoformens am Beispiel eines GF/PC-Organoblechs mit dargestelltem Einsparpotential durch Reduktion der nötigen T_{OB} durch Einsatz eines optimierten Wärmeübergangs

Wie in Kapitel 6.2 gezeigt, kann die Verarbeitungstemperatur der Organobleche gleichzeitig reduziert werden. Dies führt am konkreten Beispiel der umgeformten GF/PC-Organobleche zu einer Reduktion der Aufheizzeit um 45 % oder 54 Sekunden bei Nutzung eines Infrarotstrahlerfeldes (vgl. Abb. 6.12). Neben den

Zykluszeitvorteilen ergibt sich durch die niedrigere Temperatur zudem eine robustere Prozessführung.

Die häufig in (semi-) strukturellen Anwendungen eingesetzten teilkristallinen Polymere besitzen ein mit dem Kristallisationsgrad X_c variierendes Eigenschaftsprofil, wobei meist hohe X_c angestrebt werden. Die bei metallischen Werkzeugen üblichen Abkühlraten im Bereich 10^2 K/s führen zu geringen X_c . Untersuchungen zum Einfluss der Abkühlrate auf den Kristallisationsgrad teilkristalliner Polymere zeigen einen signifikanten Anstieg von X_c bei einer Reduktion der Abkühlrate auf 10^0 K/s [155, 156]. Da die in dieser Arbeit generierten Werkzeuge Abkühlraten in der Größenordnung 10^0 K/s besitzen, liegt eine Anwendbarkeit auf das Thermoformen mit thermisch angepassten Werkzeugen nahe. Dies ermöglicht die Bauteilherstellung mit gemäß den Anforderungen angepassten Kristallinitätsgraden.

7 Zusammenfassung

Die Herstellung Class-A-fähiger Oberflächen aus endlosfaserverstärkten Thermoplasten für die Anwendung in Karosseriebauteilen unterliegt einigen material- und prozessinhärenten Randbedingungen, die einen kostengünstigen Einsatz bisher verhindern. In dieser Arbeit wurden material- und prozessspezifische Einflüsse auf Oberflächeneigenschaften von endlos-glasgewebeverstärktem bzw. stahldrahtgewebeverstärktem Polykarbonat während des Thermoformens untersucht und bewertet.

Materialeitig bestimmen die Auswahl der Matrix, der Verstärkung sowie die oberflächennahe Laminatzusammensetzung die Bauteiloberfläche. Eine polymere Deckschicht von einigen hundert Mikrometern reduziert signifikant die maximale Welligkeit. Durch den Einsatz von Wirrfaservliesen konnte für die verwendeten GF/PC-Organobleche nur eine leichte Reduktion der Welligkeit gemessen werden. Die regellose Anordnung der Vliesfasern führt jedoch zu einer subjektiv verringerten Wahrnehmung der Gewebetextur und damit zu einer visuell homogeneren Oberfläche. Der Einfluss der textilen Parameter Faserdurchmesser und Maschenweite konnte durch die Verwendung von Stahldrahtgeweben isoliert betrachtet werden. Das eingesetzte Verstärkungstextil beeinflusst dabei entscheidend die Ausprägung der Oberflächenwelligkeit. Es besteht eine direkte Proportionalität zwischen Welligkeit und Faserdurchmesser bzw. Maschenweite. Ein Stahldrahtgewebe mit einem Faserdurchmesser $d \leq 50 \mu\text{m}$ resultiert in einer maximalen Welligkeit $W_{z25} \leq 0,5 \mu\text{m}$, welche vom menschlichen Auge nicht mehr als solche wahrgenommen werden kann. Dieser Grenzwert deckt sich mit der ermittelten maximalen Welligkeit einer variotherm hergestellten PC-Platte, welche ebenfalls eine maximale Welligkeit $W_{z25} = 0,5 \mu\text{m}$ besitzt und als Benchmark verwendet wird. Eine Erhöhung der Maschenweite führt zu einer Änderung des Maschenvolumens und damit über den veränderten Volumenschwund ebenfalls zu einer Änderung der Welligkeitsamplitude. Der Einfluss der Maschenweite ist für die betrachteten Systeme geringer als der Einfluss des Faserdurchmessers.

Die variotherme Verarbeitung mit einem induktiv beheizten Plattenwerkzeug zeigt eine deutliche Abhängigkeit der Oberflächeneigenschaften von den Prozessparametern. Eine Erhöhung des Pressdrucks von 25 bar auf 200 bar

verringert die Welligkeit um fast 50 % bei einem gleichzeitigen Abfall der Zugfestigkeit der Organobleche um 6 %. Ein signifikanter Einfluss der Abkühlrate konnte für ein $\Delta T/t$ zwischen 6 K/min und 46 K/min nicht nachgewiesen werden.

Werden identische Organobleche isotherm bzw. variotherm verarbeitet, ergeben sich in Abhängigkeit der Laminatzusammensetzung bei ansonsten vergleichbaren Prozessbedingungen 40 % bis 50 % geringere Welligkeiten für variotherm verarbeitete Organobleche. Ursächlich hierfür ist die unterschiedliche thermische Prozessführung, die zu längeren Prozessfenstern für das variotherme Thermoformen führt. Um das Verhalten der Organobleche beschreiben zu können, wurde ein analytisches Prozessmodell entwickelt und erfolgreich am Experiment validiert, welches zur Berechnung der Welligkeit neben den thermischen Eigenschaften auch das rheologische Verhalten des Matrixmaterials berücksichtigt. Das Modell berücksichtigt bei ausreichend langen Prozessfenstern, dass die fließfähige Matrix während des Thermoformprozesses durch plastisches Nachfließen einen Teil der thermisch induzierten Welligkeit kompensiert. Dies führt bei den für diese Arbeit durchgeführten Versuchen bei variothermer Verarbeitung zu geringeren Welligkeiten verglichen mit der isothermen Verarbeitung.

Um die Oberflächenwelligkeit und das rheologische Verhalten der Matrix während des Thermoformens vorhersagen zu können, wurde ein funktionsfähiges, mesoskaliges FE-Modell entwickelt, welches plastische Matrixdeformationen adäquat abbildet. Das Modell unterstützt die Theorie des kompensierenden Ausgleichs-fließens der Matrix im Verarbeitungsprozess und ermöglicht in Abhängigkeit der textilen Parameter eine Vorhersagbarkeit der erwarteten Welligkeiten. In der Umsetzung wurde neben klassischer Festkörpersimulation der Verstärkungsstruktur die Matrix als Fluid simuliert sowie ein ebenes Scherrahmenmodell entwickelt und in die Einheitszelle integriert. Sowohl Scherversuche als auch die Simulationen zeigen, dass lokale Aufdickungen der Organobleche während des Drapierprozesses im Bereich reiner Scherung vorwiegend durch Matrixverdrängung erfolgen. Erst bei großen Scherwinkeln tragen Rovinginteraktionen und somit Querschnittsveränderungen zur Oberflächendeformation und Aufdickung bei. Es wurde ein analytischer Ansatz zur Berechnung der verdrängten Matrix hergeleitet und im Experiment validiert. Das

FE-Modell liefert eine gute quantitative und qualitative Übereinstimmung von Scherverhalten, Matrixfluss und Rovingdeformation im Bereich ebener Scherung.

Zur Realisierung verlängerter Prozessfenster beim isothermen Thermoformen wurde ein neuartiges Werkzeugkonzept entwickelt, das durch ein optimiertes Thermomanagement bei gleichen Prozessbedingungen das Prozessfenster von einer Sekunde auf über 14 Sekunden verlängert. Durch eine optimierte Prozessauslegung können die Gesamtprozesszeit verkürzt sowie die Energiekosten reduziert werden.

Für jede Matrix existiert ein optimales Prozessfenster, bei dem die durch den Umformprozess beeinflussbare Welligkeit minimal wird. Das Optimum ist erreicht, wenn das plastische Kompensationsfließen der Matrix bis T_{NF} möglich ist. Eine weitere Verlängerung des Prozessfensters führt zu keiner weiteren Reduktion der Welligkeit. Für die verwendeten GF/PC-Organobleche wird ein optimales Prozessfenster zwischen zwei bis vier Sekunden abgeleitet.

Die mechanischen Werkzeugeigenschaften sowie die Beschaffenheit der Werkzeugoberfläche beeinflussen die optischen Eigenschaften entscheidend. Je höher die Werkzeugsteifheit, desto geringer sind die maximalen Welligkeiten der Bauteile. Strukturierte Werkzeugoberflächen beeinflussen maßgeblich die wahrgenommene Oberfläche von Organoblechen, da gesteigerte Rauheiten zu einem Abfall des Glanzgrades führen und die Strukturwahrnehmung des menschlichen Auges auf matten Oberflächen stark eingeschränkt ist. Im Extremfall wird die vorhandene Welligkeit vom Betrachter nicht wahrgenommen. Es gilt: Je höher die werkzeuginduzierte Rauheit, desto schwächer ist die charakteristische Oberflächentextur wahrnehmbar. Eine Erhöhung der maximalen Werkzeugrauheit R_{z25} von $4,9 \mu\text{m}$ auf $30,6 \mu\text{m}$ erhöht proportional die maximale Rauheit der Organobleche. Dabei findet eine Überlagerung von schwindungsinduzierter und werkzeuginduzierter Struktur statt. Während die Welligkeit nur geringfügig durch die Werkzeugrauheit modifiziert wird, formt sich die Mikrostruktur der Werkzeugoberfläche in die Organobleche ab. Dadurch wird eine Abschwächung der wahrgenommenen charakteristischen Oberflächentextur erreicht. Eine polymere Deckschichtdicke von im Mittel $10\text{-}20 \mu\text{m}$ ist hierfür ausreichend dimensioniert.

8 Literatur

- [1] Davis, S.C., Diegel, S.W., Boundy, R.G., Transportation Energy Data Book. 2013, Oak Ridge National Laboratory.: Oak Ridge, Tennessee.
- [2] Lässig, R., Eisenhut, M., Mathias, A., Schulte, R.T., Peters, F., Kühmann, T., Waldmann, T., Begemann, W., Serienproduktion von hochfesten Faserverbundbauteilen. 2012, Roland Berger Strategy Consultants.
- [3] Lutter, F., R. Zimnol, D.C. Obermann, and H. Rothe: Leicht und hoch belastbar, Organoblech-Composite-Bauteile. Kunststoffe, 2010. 11/2010.
- [4] Deitmerg, P., Klocke, M.: Verfahren zum Fügen endlosfaserverstärkter thermoplastischer Composites. Lightweight Design, 2014(2): p. 54-57.
- [5] Werkstoffinnovationen für nachhaltige Mobilität und Energieversorgung. 2014, Verein Deutscher Ingenieure e.V.: Düsseldorf.
- [6] Stock, A., Egger, P.: Hybridteillfertigung: Organobleche verlassen das Hochpreissegment. Composites World, Februar 2011: p. 12-15.
- [7] Renault, T.: Thermoplastic composites for automotive seats. JEC Composites Magazine, 2013. 82: p. 43-46.
- [8] Leohold, J. Chancen und Grenzen für einen nachhaltigen FVK-Einsatz im Automobil. in CCeV Automotive Forum 2011, Ingolstadt, 2011
- [9] Hoppe, T., Bearbeitungs- und Lackierkonzept für CFK – Automobilbauteile im Sichtbereich, in CCeV Automotive Forum 2011. 2011: Ingolstadt.
- [10] Eckstein, L., Seidel, K., Ickert, L., Bastian, R., CFK-Motorhaube in Integralbauweise, in Leichtbau-Technologien im Automobilbau, w. Siebenpfeiffer, Editors. 2014, Springer Fachmedien, Wiesbaden.
- [11] Schürmann, H., Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. 2. Auflage, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2007
- [12] Neitzel, M., Mitschang, P., Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung, Hanser Verlag, München, 2004
- [13] Hamm, L., et al., Werkstoffe und Fertigungsverfahren, in Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik, H.-H. Braess and U. Seiffert, Editors. 2013, Springer Fachmedien Wiesbaden. p. 1039-1131.
- [14] D. Bhattacharyya, Fakirov, S. Synthetic Polymer-Polymer Composites. 1, Carl Hanser Verlag, München, 2012
- [15] Karus M., O.S., Gahle C., Pendarovski C. , Use of natural fibres in composites for the German automotive production from 1999 till 2005. 2006, Nova Institut: Hürth.
- [16] Klein, B., Leichtbau-Konstruktion. 8. Auflage, Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2009
- [17] Ehrenstein, G.W., Polymer Werkstoffe. Struktur – Eigenschaften - Anwendung. 3, Carl Hanser Verlag, München, 2011
- [18] Blinzler, M.: Werkstoff- und prozessseitige Einflussmöglichkeiten zur Optimierung der Oberflächenqualität endlosfaserverstärkter Kunststoffe, Dissertation, TU Kaiserslautern, 2002
- [19] Wöginger, A.: Prozesstechnologien zur Herstellung kontinuierlich faserverstärkter thermoplastischer Halbzeuge, Disseration, TU Kaiserslautern, 2003
- [20] Mayer, C., Wang, X., Neitzel, M.: Macro- and micro-impregnation phenomena in continuous manufacturing of fabric reinforced thermoplastic composites. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 1998. 29A: p. 783-793.

- [21] Savadori, A., Schuster, J., Thermoplastic Composites, in *Polymeric Materials Encyclopedia*, J.C. Salamone, Editor. 1995, CRC Press: Boca Raton. p. 8326-8343.
- [22] Jespersen, S.T., M.D. Wakeman, V. Michaud, D. Cramer, and J.A.E. Månson: Film stacking impregnation model for a novel net shape thermoplastic composite preforming process. *Composites Science and Technology*, 2008. 68(7–8): p. 1822-1830.
- [23] D'Arcy, H.: *Les Fontaines Publiques de la ville de Dijon. Exposition et Application des principes a suivre des formules a employer dans les questions de distribution d'eau 1856*: p. 559-614.
- [24] Aström, B.T., Pipes, R.B.: A modelling approach to thermoplastic pultrusion I: Formation of models. *Polymer Composites*, 1993. 14(3): p. 173-183.
- [25] Breuer, U., Beitrag zur Umformtechnik gewebeverstärkter Thermoplaste, in *VDI Fortschrittberichte 1997*, VDI Verlag: Düsseldorf.
- [26] Jehrke, M.: Umformen gewebeverstärkter thermoplastischer Prepregs mit Polypropylen- und Polyamid-Matrix im Pressverfahren, Dissertation, RWTH Aachen, 1994
- [27] Okine, R.K.: Analysis of Forming Parts from Advanced Thermoplastic Composite Sheet Materials. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 1989. 2(January): p. 50-76.
- [28] Cogswell, F.N., Leach, D.C.: Processing science of continuous fibre reinforced thermoplastic composites. *Mai 1988*: p. 11-14.
- [29] Duncan, J.L. and S.M. Panton, Chapter 1 Introduction to sheet metal forming, in *Composite Materials Series*, D. Bhattacharyya, Editors. 1997, Elsevier. p. 1-25.
- [30] Cattanach, J.B., Cogswell, F.N., Pritchard, G., Processing with aromatic Polymer Composites, in *Developments in Reinforced Plastics*, G. Pritchard, Editors. 1986, Elsevier Applied Science Publishers, London, New York. p. 1-38.
- [31] Schwarzmann, P., *Thermoformen in der Praxis*, Car Hanser Verlag, München, 2008
- [32] Throne, J.L., Beine, J., *Thermoformen*, Hanser Verlag, München, 1999
- [33] Lahr, R.: *Partielles Thermoformen endlosfaserverstärkter Thermoplaste*, Dissertation, TU Kaiserslautern, 2007
- [34] Thomann, U.I.E., P.: The Influence of Yarn Structure and Processing Conditions on the Laminate Quality of Stampformed Carbon and Thermoplastic Polymer Fiber Commingled Yarns. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2004. 17: p. 259-283.
- [35] Mitschang, P., Grebel, K. Zykluszeitverkürzung bei der Verarbeitung von FKV durch den Einsatz variothermer Werkzeuge. in *CCeV Fachtagung*, Augsburg, 2012
- [36] Dallner, C., Schnorr, J., Wollny, A., Radtke, A., Henningsen, M., Vandermeulen, G., Wolf, A., Sandler, J.K.W.: *Werkstoffe für die Zukunft des Leichtbaus. Kunststoffe*, 2012. 3: p. 60-67.
- [37] Linn, C., L. Hoffmann, T. Müller, and D. Drummer: In-Mould Impregnation, Herstellung von CFK-Bauteilen durch Direktimpregnierung mit Thermoplasten in der Spritzgießmaschine. *Lightweight Design*, 2012. 3/2012: p. 56-61.
- [38] Nowacki, J.: *Prozessanalyse des Umformens und Fügens in einem Schritt von gewebeverstärkten Thermoplasten*, Dissertation, TU Kaiserslautern, 2001

- [39] Michaeli, W., Begemann, M., Ederleh, L.: GUT SIMULIERT IST BESSER ALS AUFWÄNDIG EXPERIMENTIERT. *Plaste*verarbeiter, 2009. August: p. 22-24.
- [40] Henninger, F.H.: Beitrag zur Entwicklung neuartiger Fertigungsverfahren zur Herstellung von Bauteilen kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten, Dissertation, TU Kaiserslautern, 2005
- [41] Harper, R.C.: Thermoforming of thermoplastic matrix composites. *Sampe Journal*, 1992. 28(3): p. 9-17.
- [42] Mitzler, J.R., J.; Würtele, M.: Hoch beanspruchte Strukturbauteile in Serie. *Kunststoffe*, 2011. 3: p. 36-40.
- [43] Brandt, M. and F. Lutter: Integrative Simulation von Organoblech-Hybridbauteilen. *Kunststoffe*, 2012. 9/2012: p. 102 - 106.
- [44] Kaufmann, R., T. Bider, and D.-I.E. Bürkle: Leichtbauteile mit Thermoplast-Matrix. *Kunststoffe*, 2011. 3/2011: p. 106 -109.
- [45] Holschuh, R., Dzalto, J., Becker, D., Mitschang, P.: Load-related locally reinforced hybrid structures. *JEC Magazine*, 2013. 81: p. 64-68.
- [46] Saarikoski, I., Suvanto, M., Pakkanen, T.A.: Modification of polycarbonate surface properties by nano-, micro-, and hierarchical micro-nanostructuring. *Applied Surface Science*, 2009. 255: p. 9000-9005.
- [47] Deckert, M.H.: Beitrag zur Entwicklung eines hochdynamischen variothermen Temperiersystems für Spritzgießwerkzeuge, Dissertation, TU Chemnitz, 2012
- [48] Burr, A., Bürkle, E., Müller, A.K., Kübler, M.: Hochgeschwindigkeits-Werkzeugtemperierung: In drei Sekunden von 100 auf 140 Grad. *Kunststoffe*, 2007. 10: p. 210-214.
- [49] Pillwein, G.S., G., Giessauf, J.: Die variotherme Temperierung wird Produktionstauglich. *Kunststoffe*, 2006. 8: p. 87-92.
- [50] Chen, S.-C., Jong, Wen-Ren, Chang, Jen-An: Dynamic Mold Surface Temperature Control Using Induction Heating and Its Effects on the Surface Appearance Weld Line. *Journal of Applied Polymer Science*, 2006. 101: p. 1174-1180.
- [51] Steeg, M.: Prozesstechnologie für Cyclic Butylene Terephthalate im Faser-Kunststoff-Verbund, Dissertation, TU Kaiserslautern, 2009
- [52] Bayerl, T.: Application of Particulate Susceptors for the Inductive Heating of Temperature Sensitive Polymer-Polymer Composites, Dissertation, TU Kaiserslautern, 2012
- [53] Almeida, O.D., E. Bessard, and G. Bernhart, INFLUENCE OF PROCESSING PARAMETERS AND SEMI-FINISHED PRODUCT ON CONSOLIDATION OF CARBON/PEEK LAMINATES, in ECCM 15. 2012: Venice, Italy.
- [54] Müller, A.: Werkzeug- und Prozesstechnik zur Abformung von Nanostrukturen auf Kunststoffsubstraten im Spritzgießwerkzeug, Dissertation, TU Ilmenau, 2006
- [55] Yao, D., S.-C. Chen, and B.H. Kim: Rapid thermal cycling of injection molds: An overview on technical approaches and applications. *Advances in Polymer Technology*, 2008. 27(4): p. 233-255.
- [56] US 7223087, Microwave molding of polymers, 2007
- [57] US 5762972, Apparatus for heating a mold for an injection molding system, 1998
- [58] Michaeli, W., Klaiber, F., Schöngart, M.: Variotherme Temperierung mit Laserstrahlung. *Kunststoffe*, 2010. 8: p. 66-70.

- [59] Chang, P.-C. and S.-J. Hwang: Experimental investigation of infrared rapid surface heating for injection molding. *Journal of Applied Polymer Science*, 2006. 102(4): p. 3704-3713.
- [60] Saito, T., I. Satoh, and Y. Kurosaki: A new concept of active temperature control for an injection molding process using infrared radiation heating. *Polymer Engineering & Science*, 2002. 42(12): p. 2418-2429.
- [61] Yu, M.-C., W.-B. Young, and P.-M. Hsu: Micro-injection molding with the infrared assisted mold heating system. *Materials Science and Engineering: A*, 2007. 460–461(0): p. 288-295.
- [62] Quickstep Technologies, P.L. How The Quickstep Process Works. [cited 13.03.2013; Available from: www.quickstep.com.au/capabilities/Quickstep-Process/How-The-Quickstep-Process-Works.
- [63] Griffiths, B., Noble, N.: Process and tooling for low cost, rapid curing of composites structures. *Sampe Journal*, 2004. 40(1): p. 41-46.
- [64] RocTool, S.A. RocTool - Composite processing - Main advantages for Composite Processing. [cited 01.03.2014; Available from: <http://www.roctool.com/compositeProcessing.php>.
- [65] Matsen, M.R., Geren, W.P., Negley, M.A. Dykstra, W.C. INDUCTION MOLDING OF STRUCTURAL THERMOPLASTIC COMPOSITE COMPONENTS. in SAMPE 2011 Technical Conference Proceedings, Long Beach, CA: Society for the Advancement of Material and Process Engineering, 2011
- [66] Schut, J.H.: Induction Heated Molds Produce Class A Thermoplastic Composites. *Plastics Technology*, 2006. 52(11): p. 42-44.
- [67] Cherif, C., *Textile Werkstoffe für den Leichtbau. Techniken – Verfahren – Materialien – Eigenschaften*, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2011
- [68] Potluri, P., Ciurezu, D.A.P., Young, R.J., Biaxial Shear Testing of Textile Preforms for Formability Analysis, in 16th International Conference on Composite Materials 2007: Kyoto. p. 1-4.
- [69] Duhovic, M., Mitschang, P., Bhattacharyya, D., Constituent Based Modelling for Simulation of Yarn and Stitch Interactions During Woven Composite Prepreg Stamping, in *Processing and Fabrication of Advanced Materials (PFAM-XIX)*. 2011: Auckland.
- [70] Louis, M.: *Zur Simulation der Prozesskette von Harzinjektionsverfahren*, Dissertation, TU Kaiserslautern, 2004
- [71] Cao, J., Akkerman, R., Boisse, P., Chen, J., Cheng, H.S., de Graaf, E.F., Gorczyca, J.L., Harrison, P., G. Hivet, Launay, J., Lee, W., Liud, L., Lomov, S.V., Long, A., de Luycker, E., Morestin, F., Padvoiskis, J., and X.Q. Peng, Sherwood, J., Stoilova, Tz., Tao, X.M., Verpoest, I., Willems, A., Wiggers, J., Yu, T.X., Zhu, B.: Characterization of mechanical behavior of woven fabrics: Experimental methods and benchmark results. *Composites: Part A*, 2008. 39: p. 1037-1053.
- [72] Duhovic, M., P. Mitschang, and D. Bhattacharyya: Modelling approach for the prediction of stitch influence during woven fabric draping. *Composites: Part A*, 2011. 42: p. 968 - 978.
- [73] Ivanov, I., Tabiei, A.: Loosely woven fabric model with viscoelastic crimped fibres for ballistic impact simulations. *Int. J. Numer. Meth. Engng*, 2004. 61: p. 1565-1583.
- [74] Sidhu, R.M.J.S., Averill, R.C., Riaz, M., Pourboghrat, F.: Finite Element analysis of textile composite preform stamping. *Composite Structures*, 2001. 52: p. 483-497.

- [75] Lussier, D., Chen, J.: Material Characterization of Woven Fabrics for Thermoforming of Composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2002. 15: p. 497-509.
- [76] Harrison, P.W., J.; Long, A.C.; Clifford, M.J. Continuous fibre reinforced composites – Deformation of the in-plane shear stress response to shear strain and shear strain rate, using the picture-frame test. 2002.
- [77] Gorczyca-Cole, J.L., J.A. Sherwood, and J. Chen: A friction model for thermostamping commingled glass–polypropylene woven fabrics. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2007. 38(2): p. 393-406.
- [78] Morales, R.A., M.V. Candal, O.O. Santana, A. Gordillo, and R. Salazar: Effect of the thermoforming process variables on the sheet friction coefficient. *Materials and Design*, 2013. 53: p. 1097 - 1103.
- [79] Fetfatsidis, K., Jauffres, D., Sherwood, J.A., Chen, J.: Characterization of the tool/fabric and fabric/fabric friction for woven-fabric composites during the thermostamping process. *Int J Mater Form*, 2013. 6(209-221).
- [80] Harrison, P., R. Gomes, N. Correia, F. Abdiwi, and W.R. Yu, PRESS FORMING THE DOUBLE-DOME BENCHMARK GEOMETRY USING A 0/90 UNIAXIAL CROSS-PLY ADVANCED THERMOPLASTIC COMPOSITE, in ECCM 15. 2012: Venice, Italy.
- [81] Wang, P., N. Hamila, and P. Boisse: Thermoforming simulation of multilayer composites with continuous fibres and thermoplastic matrix. *Composites Part B: Engineering*, 2013. 52(0): p. 127-136.
- [82] Ivanov, S.G., et al., MESO-FE MODELS OF TIGHT 3D WOVEN STRUCTURES, in ECCM15. 2012: Venice, Italy.
- [83] Schubel, P.J., N.A. Warrior, and C.D. Rudd, SURFACE ROUGHNESS MODELLING OF TEXTILE COMPOSITES USING TEXGEN, in 8th International Conference on Textile Composites. 2006: Nottingham, UK. p. T10,1 - T10,6.
- [84] Hildebrandt, K., Mitschang, P., Schommer, D. DEVELOPMENT OF A UNIT CELL MODEL TO SIMULATE THE SURFACE DURING THE THERMOFORMING PROCESS. in 15th European Conference on Composite Materials, Venedig, Italien, 2012
- [85] Boisse, P., B. Zouari, and A. Gasser: A mesoscopic approach for the simulation of woven fibre composite forming. *Composites Science and Technology*, 2005. 65: p. 429 - 436.
- [86] Badel, P., , Vidal-Salle, E., Boisse, P.: Computational determination of in plane shear mechanical behavior of textile composite reinforcement. *Computational Materials Science*, 2007. 40: p. 439-448.
- [87] Badel, P., E. Vidal-Sallé, E. Maire, and P. Boisse: Simulation and tomography analysis of textile composite reinforcement deformation at the mesoscopic scale. *Composites Science and Technology*, 2008. 68: p. 2433 - 2440.
- [88] Gereke, T., O. Döbrich, M. Hübner, and C. Cherif: Experimental and computational composite textile reinforcement forming: A review. *Composites: Part A*, 2013. 46: p. 1 - 10.
- [89] Baehr, H.D. and K. Stephan, *Wärme- und Stoffübertragung. 7., neu bearbeitete Auflage*, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2010
- [90] Marek, R., Nitsche, K., *Praxis der Wärmeübertragung. 3. aktualisierte Auflage*, Fachbuchverlag Leipzig im Car-Hanser Verlag, München, 2012

- [91] Jany, P., K. Langeheinecke, and E. Sapper, Thermodynamik für Ingenieure. 6., vollständig überarbeitete und erweiterte Auflage, Ein Lehr- und Arbeitsbuch für das Studium, Friedr. Vieweg & Sohn Verlag | GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, Wiesbaden, 2006
- [92] Nußelt, W.: Das Grundgesetz des Wärmeüberganges. Gesundheits-Ingenieur, 1915. 38: p. 477-482.
- [93] von Böckh, P., Wetzel, T., Wärmeübertragung. 4. bearbeitete Auflage, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2011
- [94] Hwang, S.J. and C.L. Tucker III: Heat Transfer Analysis of Continuous Fiber/Thermoplastic Matrix Composites During Manufacture. Journal of Thermoplastic Composite Materials, 1990. 3(January): p. 41-51.
- [95] Collins, P., J.F. Lappin, E.M.A. Harkin-Jones, and P.J. Martin: Effects of material properties and contact conditions in modelling of plug assisted thermoforming. Plastics, Rubber and Composites, 2000. 29(7): p. 349-359.
- [96] Nguyen-Chung, T., G. Jüttner, T. Pham, G. Mennig, and M. Gehde: Die Bedeutung präziser Randbedingungen für die Simulation des Mikrospritzgießens. Zeitschrift Kunststofftechnik, 2008. 4(6): p. 1-25.
- [97] Bendada, A., A. Derdouri, M. Lamontagne, and Y. Simard, Analysis of thermal contact resistance between polymer and mold in injection molding, in Applied Thermal Engineering: Design, Processes, Equipment, Economics. 2004, Pergamon, Oxford [u.a.]. p. 2029-2040.
- [98] Savija, I., J.R. Culham, M.M. Yovanovich, and E.E. Marotta: Review of Thermal Conductance Models for Joints Incorporating Enhancement Materials. Journal of Thermophysics and Heat Transfer, 2003. 17(1): p. 43-52.
- [99] Ning, Q.-G. and T.-W. Chou: A general analytical model for predicting the transverse effective thermal conductivities of woven fabric composites. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 1998. 29(3): p. 315-322.
- [100] Standard DIN EN ISO 4287, 2010
- [101] Zorll, U., Kunststoffe in der Oberflächentechnik, W. Kohlhammer Verlag, Stuttgart, 1986
- [102] Schober, H., Das Sehen, VEB Fachbuchverlag Leipzig, Leipzig, 1970
- [103] Kiening, H.: System zur Beschreibung der objektiven Bildgüte digitaler Filmbelichter, Dissertation, TU Cottbus, 2002
- [104] Reuter, W.: Hochleistungs-Faser-Kunststoff-Verbunde mit Class-A-Oberflächenqualität für den Einsatz in der Fahrzeugaußenhaut, Dissertation, TU Kaiserslautern, 2001
- [105] DE 102006037681 A1, Vorrichtung und Verfahren zur topographischen Bestimmung von Oberflächeneigenschaften, 2008
- [106] Standard DIN 4760, 1982
- [107] Standard DIN EN ISO 11562, 1998
- [108] Herring, M.L., J.I. Mardel, and B.L. Fox: The effect of material selection and manufacturing process on the surface finish of carbon fibre composites. Journal of Materials Processing Technology, 2010. 210: p. 926 - 940.
- [109] Wang, C.S. and S.A. Iobst: Reducing Fiber Readout of Structural Composite Panels. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 2008.

- [110] Haider, M., Hubert, P., Lessard, L.: An experimental investigation of class A surface finish of composites made by the resin transfer molding process. *Composites Science and Technology*, 2007. 67: p. 3176-3186.
- [111] Seefried, J. SMC-Außenhautteile in Class-A. in *SMC Automotive*, Sindelfingen, 1998
- [112] Standard DIN EN ISO 3274, 1998
- [113] Rahlves, M., *Optisches Messen technischer Oberflächen*, Beuth Verlag, Berlin, 2009
- [114] Fries Resaerch & Technology, G.: Betriebsanleitung - der chromatische Sensor FRT CWL und FRT CWL FT, 2009
- [115] Byk-Gardner, G.: *Appearance von Automobillacken*, 2008
- [116] Kammel, S.: Deflektometrie als Qualitätsprüfung spiegelnd reflektierender Oberflächen. *Technisches Messen*, 2003. 70(4): p. 193-198.
- [117] Fotsing, E.R., Ross, A., Ruiz, E.: Characterization of surface defects on composite sandwich materials based on deflectometry. *NDT&E International*, 2014. 62: p. 29-39.
- [118] Siwajek, D.M.: Lackierbarkeit verbessert, SMC-Oberflächenqualität. *Kunststoffe*, 2005. 3/2005: p. 108 - 111.
- [119] Bayer MaterialScience, A., ISO Datenblatt Makrolon 2408. 2010.
- [120] *Handbuch Faserverbundkunststoffe. 3. vollständig überarbeitete Auflage*, AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V., Frankfurt a.M., 2010
- [121] Class A-Qualität - Großflächige Karosserieteile. *Kunststoffe*, 2007. 3/2007(3/2007): p. 77.
- [122] Grefenstein, P.D.-I.A. and K. Kayamak: Folie statt Lackierung? - Karosserie Außenteile. *Kunststoffe*, 2003. 8: p. 84 - 87.
- [123] Griffiths, B.: Gurit CBS for the Aston Martin DBS. *Composites Technology*, February 2010. 1.
- [124] Summerscales, J., et al., IN-MOULD GEL COATING FOR RESIN TRANSFER MOULDING, in 10th International Conference on Flow Processes in Composite Materials. 2010: Monte Verità, Ascona, CH.
- [125] Kia, H.G.: Modelling Surface Deformation of Glass Fiber Reinforced Composites. *Journal of Composite Materials*, 1986. 20: p. 335-346.
- [126] Kia, H.G.: A Technique for Predicting Molding Conditions which Result in Class A Surfaces for Glass Fiber Reinforced Polymers. *Journal of Composite Materials*, 1988. 22: p. 794 - 811.
- [127] Chamis, C., Murthy, P., Sanfeliz, J. Computational Simulation of SurfaceWaviness in Graphite/Epoxy Woven Composites due to Initial Curing. in 37th International Sampe Symposium, 1992
- [128] Kia, H.G.: The Effect of Resin Formulation on the Surface Appearance of Glass Fiber Reinforced Polymers. *Journal of Composite Materials*, 1987. 21(21): p. 1145-1163.
- [129] Massarello, J.J., J.S. Welsh, J.D. Hochhalter, A.K. Maji, and P.A. Fuierer: Fiber print-through mitigation technique for composite mirror replication. *Optical Engineering*, 2006. 45.

- [130] Täger, O., H. Kurz, W. Hufenbach, and V. Altstädt. Neue Halbzeuge für Außenhautanwendungen mittels thermoplastischer Faser-Kunststoff-Verbunde. in VDI Fachkonferenz - Leichtbaustrategien für den Automobilbau, Ludwigsburg, 2011
- [131] Schubel, P.J., M.S. Johnson, N.A. Warrior, and C.D. Rudd: Characterisation of thermoset laminates for cosmetic automotive applications: Part III – Shrinkage control via nanoscale reinforcement. *Composites: Part A*, 2006. 37: p. 1757 - 1772.
- [132] Lin, H.-J., Lai, W.-M., Huang, H.-D., Kuo, Y.-M.: Discussion on the Cause of Print-through Phenomenon of FRP and Several Improvement Methods. *Journal of Composite Materials*, 2010. 44(17): p. 2111-2126.
- [133] Yoshii, M., Kuramoto, H.: Experimental Study of Transcription of Smooth Surfaces in Injection Molding. *Polymer Engineering and Science*, 1993. 33(19): p. 1251-1260.
- [134] Rasilainen, T., Suvanto, M., Pakkanen, T.A.: Anisotropically microstructured and micro/nanostructured polypropylene surfaces. *Surface Science*, 2009. 603: p. 2240-2247.
- [135] Herring, M.L., Fox, B. L. : The effect of a rapid curing process on the surface finish of a carbon fibre epoxy composite. *Composites: Part B*, 2011. 42: p. 1035 - 1043.
- [136] Mallick, P.K., Thermoplastics and thermoplastic-matrix composites for lightweight automotive structures, in *Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles*, P.K. Mallick, Editors. 2010, Woodhead Publishing Cambridge.
- [137] Hexcel Corporation, HexForce 1102, 2010
- [138] Viledon - Vliesstoffe für Verbundwerkstoffe aus E-, C- und ECR-Glasfasern. 2014.
- [139] Weisse & Eschrich GmbH & Co. KG, "Wir leben Lösungen!", 2012
- [140] Henkel AG & Co. KGaA, Frekote - Formentrennmittel für Mehrfachentformungen, 2009
- [141] BYK Gardner GmbH, Orange Peel / DOI,
- [142] Kaiser, R., Gottschalk, G., *Elementare Tests zur Beurteilung von Messdaten. Soforthilfe für statistische Tests mit wenigen Messdaten*, B.I.-Wissenschaftsverlag, Mannheim, 1972
- [143] Standard DIN EN ISO 2813, 1999
- [144] Behrens, B.-A., G. Deller, and J.-W. Yun: Endlackiertes Feinblech qualitätsgerecht umformen. *Blech inForm*, 2004. 2/2004: p. 27 - 29.
- [145] Rieber, G.: Einfluss von textilen Parametern auf die Permeabilität von Multifilamentgeweben für Faserverbundkunststoffe, Dissertation, TU Kaiserslautern, 2011
- [146] Mannella, G.A., La Carrubba, V., Brucato, V., Zoetelief, W., Haagh, G.: No-Flow Temperature in Injection Molding Simulation. *Journal of Applied Polymer Science*, 2011. 119: p. 3382-3392.
- [147] Rault, J.: Origin of the Vogel±Fulcher±Tammann law in glass-forming materials: the a-b bifurcation. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2000. 271(3): p. 177-217.
- [148] Modeling Guidelines Document 2012, LS-Dyna Aerospace Working Group.
- [149] L.S.T. Corporation, LS-Dyna ALE Capabilities (Arbitrary Lagrangian Eulerian). *Fluid-Structure Interaction Modeling*, 2003

-
- [150] Sheppard, T., Wright, D.S.: Determination of flow stress: Part 1 constitutive equation for aluminium alloys at elevated temperatures. *Metals Technology*, 1979. 6(1): p. 215-223.
- [151] Corporation, L.S.T.: LS-Dyna Keyword User's Manual. Volume II. Version 971, 2013
- [152] Bayer MaterialScience, A., Materialdatenblatt Makrolon 2408. 2012, CAMPUS Datenbank.
- [153] Sherburn, M.: Geometric and Mechanical Modelling of Textiles, Doctor of Philosophy, University of Nottingham, 2007
- [154] Brandenburger Isoliertechnik GmbH & Co. KG, Technisches Datenblatt - S4000. 2013.
- [155] Di Lorenzo, M.L. and C. Silvestre: Non-isothermal crystallization of polymers. *Progress in Polymer Science*, 1999. 24(6): p. 917-950.
- [156] Brucato, V., S. Piccarolo, and V. La Carrubba: An experimental methodology to study polymer crystallization under processing conditions. The influence of high cooling rates. *Chemical Engineering Science*, 2002. 57(19): p. 4129-4143.

9 Anhang

9.1 r-Tabelle für Ausreißertest nach Nalimov [142]

f mit: f=n-2	Faktoren r für verschiedene statistische Sicherheiten P		
	r (95 %)	r (99 %)	r (99,9 %)
1	1,409	1,414	1,414
2	1,646	1,715	1,730
3	1,757	1,918	1,982
4	1,814	2,051	2,178
5	1,848	2,142	2,329
6	1,870	2,208	2,447
7	1,885	2,256	2,540
8	1,895	2,294	2,616
9	1,903	2,324	2,678
10	1,910	2,348	2,730
11	1,916	2,368	2,774
12	1,920	2,385	2,812
13	1,923	2,399	2,845
14	1,926	2,412	2,874
15	1,928	2,423	2,899
16	1,931	2,432	2,921
17	1,933	2,440	2,941
18	1,935	2,447	2,959
19	1,936	2,454	2,975
20	1,937	2,460	2,990
25	1,942	2,483	3,047
30	1,945	2,498	3,085
35	1,948	2,509	3,113
40	1,949	2,518	3,134
45	1,950	2,524	3,152
50	1,951	2,529	3,166
100	1,956	2,553	3,227
200	1,958	2,564	3,265
300	1,958	2,566	3,271
400	1,959	2,568	3,275
500	1,959	2,570	3,279
600	1,959	2,571	3,281
700	1,959	2,572	3,283
800	1,959	2,573	3,285
∞	1,960	2,576	3,291

9.2 Vogel-Fulcher-Tammann-Gleichung

Die Vogel-Fulcher-Tammann-Gleichung (VFT-Gleichung) beschreibt das Viskositätsverhalten organischer Gläser wie Polymeren. Mit Hilfe drei empirischer Konstanten A, B und T_0 lässt sich der gesamte Verlauf der Viskositätskurve mit hinreichender Genauigkeit darstellen. Zur Bestimmung von A, B und T_0 werden mindestens drei unabhängige Viskositätsmessungen mit den Wertepaaren $(\log \eta_1 / T_1)$, $(\log \eta_2 / T_2)$ und $(\log \eta_3 / T_3)$ benötigt. Nachfolgend soll $\log \eta = L$ abgekürzt werden.

$$T_0 = T_1 + \frac{L_3 - L_2}{\frac{L_3 - L_1}{T_3 - T_1} - \frac{L_2 - L_1}{T_2 - T_1}} \quad (5.0)$$

$$A = \frac{L_2 \cdot (T_2 - T_0) - L_1 \cdot (T_1 - T_0)}{T_2 - T_1} \quad (5.0)$$

$$B = (L_1 - A) \cdot (T_1 - T_0) \quad (5.0)$$

$$L(T) = \log \eta(T) = A + \frac{B}{T - T_0} \quad (5.0)$$

Die Gültigkeit der Gleichung wird bis zu einer Viskosität $\log \eta < 17$, η in [Pa·s] angenommen.

9.3 Berechnung der charakteristischen Scherwinkel in Geweben

Neben der experimentellen Ermittlung können die charakteristischen Winkel aus Abb. 2.9 auch analytisch über die Gewebeparameter berechnet werden. Sidhu et al. beschreiben, wie θ_1 analytisch bestimmt werden kann. Hierbei wird ein Zusammenhang zwischen dem Ausgangszustand und θ_1 hergestellt [74].

$$\theta_1 = 90^\circ - \sin^{-1} \left[\left(b_0 / a_0 \right)^{\beta_0 / (\beta_0 + a_0 + b_0)} \right] \quad (5.0)$$

mit b_0 = Rovingbreite im Ausgangszustand

a_0 = Rovingabstand im Ausgangszustand

β_0 = halbe Periode des sinusförmig beschriebenen Rovingverlaufs im Ausgangszustand

Als Beispiel diene in [74] das Geometriemodell einer Leinwandbindung. Damit ergibt sich β_0 zu:

$$\beta_0 = \pi \cdot w_0 / \left(2 \cos^{-1} \left[\left\{ \sin \left(\pi \cdot w_0 / 4s_0 \right) \right\}^2 \right] \right) \quad (5.0)$$

Ivanov und Tabiei beschreiben die analytische Bestimmung des Blockierwinkels θ_2 . Auch hier wird als Beispiel eine Leinwandbindung verwendet (vgl. Abbildung 9.1) [73].

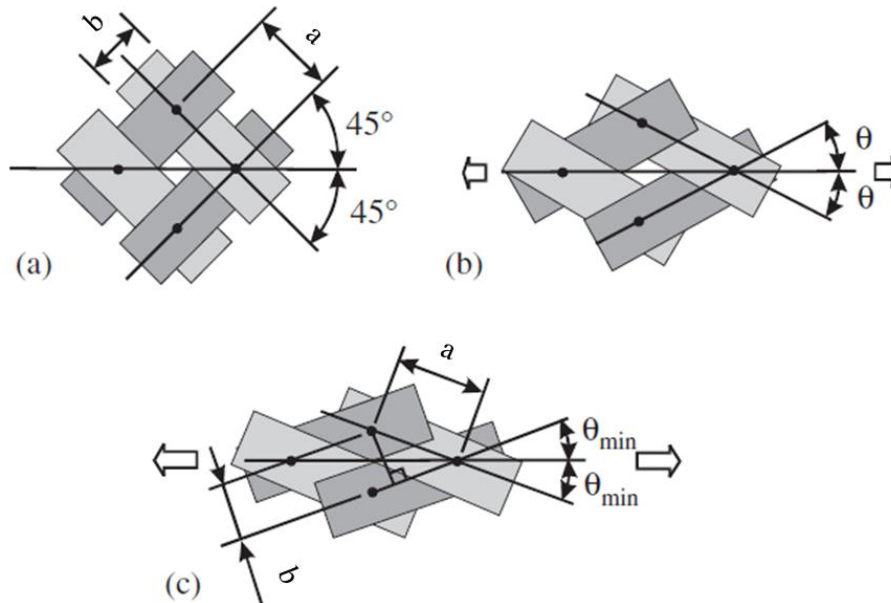


Abbildung 9.1: Einheitszelle einer Leinwandbindung während der Scherung: a) Ausgangszustand b) leicht geschert in biaxialer Richtung c) Zustand bei Erreichen des Blockierwinkels [73]

Mit den in Abbildung 9.1 dargestellten Größen berechnet sich der Blockierwinkel θ_2 nach

$$\sin(2\theta_{min}) = \frac{b_0}{a_0} \quad (5.0)$$

mit θ_{min} = kleinstmöglicher innerer Scherwinkel

b_0 = Rovingbreite im Ausgangszustand

a_0 = Rovingabstand im Ausgangszustand

$$\theta_2 = 90^\circ - 2\theta_{min} \quad (5.0)$$

Betreute studentische Arbeiten

Maier, B.: Oberflächenoptimierung durch den Einsatz neuartiger Werkzeugtopographien. Vol. 13-067, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2013.

Kaiser, G.A.: Einfluss unterschiedlicher Wärmeübergangs-koeffizienten auf die Oberflächeneigenschaften im Thermoformverfahren. Vol. 13-066, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2013.

Schulte-Hubbert.: Einfluss von Textil- und Laminatparametern auf die Oberflächenwelligkeit von Organoblechen. Vol. 13-041, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2013.

Schommer, D.: Implementierung des Scherverhaltens einer textilen Verstärkungsstruktur in ein bestehendes Einheitszellenmodell und deren Auswirkungen auf die Oberflächenstruktur. Vol. 13-023, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2013.

Schommer, D.: Simulation der Topographie von gewebeverstärkten, thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden mithilfe des FE-Werkzeugs LS-Dyna. Vol. 12-016, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2012.

Neumann, M.: Experimentelle Untersuchung der Topographie von thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen unter Scherung. Vol. 12-001, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2012.

Publikationen

Paper

Gutmann, P.; Hildebrandt, K.; Altstädt, V.; Müller, A.H.E.: Foaming of an Immiscible Blend System Using Organic Liquids as Blowing Agents. *Journal of Cellular Plastics*, Vol. 46 (2010), 239-258

Hildebrandt, K.; Mack, J.; Becker, D.; Mitschang, P.; Medina, L.: Potentiale neuer Matrixpolymere für die FKV-Bauteilfertigung im Automobilbau. *Lightweight Design*, Vol. 7, Issue 2 (2014), 14-21

Proceedings

Hildebrandt, K.; Schulte-Hubbert, F.; Mitschang, P.: Influence of Textile Parameters and Laminate Build-up on Surface Quality of Thermoplastic Fiber-reinforced Composites. 19th International Conference on Composite Materials (ICCM-19), Montreal, Kanada, 26. Juli – 02. August, 2013

Hildebrandt, K., Mitschang, P.: Development of a Unit Cell Model to Simulate the Surface during the Thermoforming Process. 15th European Conference on Composite Materials (ECCM-15), Venedig, Italien, 24.-28. Juni, 2012

Hildebrandt, K.; Mitschang, P.: Effect of Incorporating Nanoparticles in Thermoplastic Fiber-reinforced Composites on the Electrical Conductivity. 18th International Conference on Composite Materials (ICCM-18), Jeju Island, Korea, 21.-26. August, 2011

Vorträge

Mitschang, P.; Becker, D.; Hildebrandt, K.; Mack, J.: Potentiale neuer Matrixpolymere für die FKV-Bauteilfertigung im Automobilbau. CCEV Automotive Forum 2013, Dresden, 26.-27. Juni, 2013

Hildebrandt, K.; Mitschang, P.: Electrically Conductive Composites for Automotive and Aircraft Industries. Innovative Composites Summit (I.C.S.), Paris, Frankreich, 12.-14. März, 2013

Hildebrandt, K.; Mitschang, P.; Hebestreit, A.; Niemann, M.; Schuck, M.: CarboCar: Elektrisch leitfähige Organobleche stellen sich den Herausforderungen der Industrie. Inno.CNT-Jahreskongress 2013, Fellbach, 20.-21. Februar, 2013

Hildebrandt, K.; Mitschang, P.; Hebestreit, A.; Niemann, M.; Schuck, M.; Hermasch, S.: CNT in Faserverbundwerkstoffen für Automobil und Luftfahrt. Inno.CNT-Jahreskongress 2012, Bayreuth, 30. Januar – 01. Februar, 2012

Mitschang, P.; Christmann, M.; Didi, M.; Hildebrandt, K. Holschuh, R., Mack, J.: Herausforderungen bei der Verarbeitung kontinuierlich faserverstärkter

Thermoplaste. 20. Leobener Kunststoff-Kolloquium 2011, Leoben, Österreich, 10.-11.- November, 2011

Schuck, M.; Hildebrandt, K.: Weiterentwicklung von Verarbeitungsprozessen nanomodifizierter Faserverbundwerkstoffe: Umformbarkeit und Oberflächeneigenschaften. 4. NRW Nanokonferenz, Dortmund, 18. Oktober, 2011

Mitschang, P.; Hildebrandt, K.: Verarbeitung von CNTs in Hochleistungsverbundwerkstoffen und deren Einsatzmöglichkeiten. Fachtagung „Nano-Kohlenstoff“, Augsburg, 22. September, 2011

Hildebrandt, K.; Rieber, G.: Enhancement of Fiber Reinforced Plastics by CNTs – Thermoset and Thermoplastic Matrices. 2nd Innovative International Composites Summit (I.I.C.S.), Paris, Frankreich, 29.-31.- März, 2011

Hildebrandt, K.; Mitschang, P.: Development of organic sheets for online-varnishing processes. Inno.CNT-Jahreskongress 2011, Karlsruhe, 25.-27. Januar, 2011

Noll, A.; Hildebrandt, K.; Burkhart, T.; Mitschang, P.: Herstellung und Charakterisierung von thermoplastischen CNT-Nanocompositen für Anwendungen im FKV. IVW-Kolloquium 2010, Kaiserslautern, 16.-17. November, 2010

Hildebrandt, K.; Mitschang, P.: Nano-modified endless-fibre reinforced composite materials - novel materials for car body parts with a class-A-surface. Materialien des Karosseriebaus, Bad Nauheim, 18.-19. Mai, 2010

Buchbeiträge

Mitschang, P.; Arnold, M.; Duhovic, M.; Christmann, M.; Hildebrandt, K.; Maurer, D.; Stadtfeld, H.; Stöven, T.; Weyrauch, F.; Latriille, M.; Louis, M.; Neitzel, M.; Beresheim, G.: Grundlagen der Verarbeitungsprozesse. Neitzel, M., Mitschang, P.; Breuer, U.: Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung, Hanser Verlag, München, 2014

Sommer, M.; Edelmann, K.; Lahr, R.; Hildebrandt, K.; Grebel, K.; Medina, L.; Holschuh, R.: Pressverfahren. Neitzel, M., Mitschang, P.; Breuer, U.: Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung, Hanser Verlag, München, 2014

Schledjewski, R.; Blinzler, M.; Hildebrandt, K.: Bearbeitung, Oberflächenbehandlung. Neitzel, M., Mitschang, P.; Breuer, U.: Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung, Hanser Verlag, München, 2014

Duhovic, M.; Fakirov, S.; Holschuh, R.; Hildebrandt, K.; Mitschang, P.; Bhattacharyya, D.: Micro- and Nanofibrillar Single Polymer Composites. Bhattacharyya, D.; Fakirov, S. (Hrsg.): Synthetic Polymer-Polymer Composites, München, Carl Hanser Verlag, 2012

Mitschang, P.; Hildebrandt, K.: Polymer and Composite Moulding Technologies for Automotive Applications. Rowe, J. (Hrsg.): Advanced materials in automotive engineering, Cambridge, UK, Woodhead Publishing, 2012

Poster

Hildebrandt, K.; Mitschang, P: Processing of Textile Reinforced Thermoplastic FRPC Electrically Conductive Organic Sheets for Automotive and Aircraft Industries. Inno.CNT-Jahreskongress 2013, Fellbach, 20.-21. Februar, 2013

Hildebrandt, K.; Mitschang, P: Processing of Textile Reinforced Thermoplastic FRPC Electrically Conductive Organic Sheets for Automotive and Aircraft Industries. IVW-Kolloquium 2012, Kaiserslautern, 6.-7. November, 2012

Hildebrandt, K.; Mitschang, P.: CarboCar - From raw materials to components – Illustration of the process chain for the production of CNT-modified thermoplastic fiber-reinforced composites. Inno.CNT-Jahreskongress 2011, Karlsruhe, 25.-27. Januar, 2011

Hildebrandt, K.; Mitschang, P: CarboCar Elektrisch leitfähige thermoplastische Faserverbundwerkstoffe mit Potential. WING-Konferenz 2011, Berlin, 4.-6. Oktober, 2011