

Beitrag zur Umformtechnik gewebeverstärkter Thermoplaste

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

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Ulf Paul Breuer
aus Aachen

D 386

Referent: Universitätsprofessor Dr.-Ing. M. Neitzel
Korreferent: Universitätsprofessor Dr.-Ing. G. W. Ehrenstein

Tag der Einreichung: 29. April 1997
Tag der mündlichen Prüfung: 25. Juni 1997

Inhaltsverzeichnis

Formelverzeichnis	VII
Abkürzungen	IX
Abstract	X
1 Einleitung	1
1.1 Einsatzpotentiale kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste	1
1.2 Serientaugliche Fertigungsverfahren	6
1.3 Zielsetzungen und Methodik	7
2 Herstellungsverfahren für Formteile aus Organoblech	9
2.1 Halbzeugsysteme	9
2.1.1 Begriffsdefinition	9
2.1.2 Halbzeugherstellung und Eigenschaften	10
2.2 Fertigungsverfahren	15
2.2.1 Qualitätskriterien	15
2.2.2 Diaphragmaverfahren	17
2.2.3 Hydroformverfahren	21
2.2.4 Stempelumformverfahren	24
3 Umformen gewebeverstärkter Thermoplaste	29
3.1 Umformvorgänge	29
3.2 Gewebestreckung	31
3.2.1 Definitionen	31
3.2.2 Experimentelle Untersuchungen zur Abschätzung des Einflusses der Gewebestreckung auf die Umformbarkeit von Organoblechen	32
3.3 Interlaminares Gleiten und Bauteilverzug	36

3.4 Gewebescherung	52
3.4.1 Experimentelle Untersuchungen zum Scherverhalten trockener und imprägnierter Gewebe	58
3.4.2 Entwicklung eines vereinfachten Modells zur Ermittlung von Faltenbildungen.	66
3.4.2.1 Randbedingungen	66
3.4.2.2 Überschlägige Ermittlung des Scherkraftbedarfs	68
3.4.2.3 Überschlägige Ermittlung des Membranspannungsbedarfs.	72
3.5 Matrixfließvorgänge	77
3.6 Reibungsvorgänge	84
4 Prozeßführung	89
4.1 Aufheizverfahren	90
4.1.1 Konduktion (Kontaktheizung)	90
4.1.2 Konvektion (Umluftofen)	91
4.1.3 Radiation (Strahlerfeld)	93
4.1.4 Vergleich unterschiedlicher Aufheizverfahren	94
4.2 Werkzeugsysteme	101
4.3 Niederhaltersysteme	106
4.4 Prozeßgrenzen	110
5 Zusammenfassung	114
Literatur	115

Formelverzeichnis

Lateinische Zeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
a	m^2/s	Temperaturleitzahl
A	mm^2	Fläche
A_0	mm^2	Gewebe-Ausgangsfläche
b	mm	Fadenlänge
Bi	-	Biotzahl
d	mm	Dicke
d_{Hz}	mm	Halbzeugdicke
c_p	J/kgK	spezifische Wärmekapazität
c_F	N/mm	Federkonstante
c_{Fges}	N/mm	resultierende Federkonstante
C_i	-	Konstante
F	N	Kraft
F_c	N	Anpreßkraft zw. Kett- und Schußroving
F_G	N	Kraft zur Scherung eines trockenen Gewebes
F_M	N	Kraft zur Verdrängung der Matrix bei der Scherung eines imprägnierten Gewebes
F_o	-	Fourierzahl
F_{Scher}	N	Scherkraft
F_{spez}	Ns/mm^3	spezifischer Scherkraftbedarf
G	Nmm	Gelenkmoment
k	mm	Abstand der Gelenkpunkte im Spanrahmen
k_B	-	Bindungstyp-Faktor
k_R	N	Reibkraft in einem Gewebe-Kreuzungspunkt
k_W	-	matrixspezifischer Faktor
l	mm	Kantenlänge einer quadratischen Gewebeprobe
M	N	Widerstandskraft der Matrix
n_K	$1/mm^2$	Anzahl der Gewebe-Kreuzungspunkte pro mm^2
n_L	-	Anzahl der Gewebelagen
N_u	-	Nusseltzahl
P	-	Punkt im ortsfesten Koordinatensystem
Pr	-	Prandtlzahl
s_F	mm	Feder-Vorspannweg

Fortsetzung d. lateinischen Zeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
S	N	Seilkraft
t	s	Zeit
T	°C	Temperatur
T ₀	°C	Ausgangstemperatur
T _H	°C	Heizplattentemperatur
T _M	°C	Temperatur in der Halbzeugmitte
T _{Of}	°C	Oberflächentemperatur
T _S	°C	Schmelztemperatur
T _U	°C	Umgebungstemperatur
u _n	-	n-te Lösung der transzendenten Gl. u-tan u = Bi
q̇	W/m ²	Wärmestrom
Re	-	Reynoldszahl
v	mm/s	Geschwindigkeit
v _F	%	Faservolumengehalt
V	mm ³	Volumen
w	m/s	Strömungsgeschwindigkeit
W	N	Faltenkraft
x	mm	Weg
x ₀	mm	halbe Halbzeugdicke
z	mm	Probenverzug

Griechische Symbole

Zeichen	Einheit	Bedeutung
α	°	Spitzenwinkel zw. Kett- und Schußfäden eines Gewebes
φ	°	Drehwinkel zw. Kett- und Schußfäden
γ	°	Gewebe-Scherwinkel
η	Pa s	dynamische Viskosität
δ	°	Winkelversatz
λ	W/mK	Wärmeleitfähigkeit
λ _F	W/mK	Wärmeleitfähigkeit der Faser

Fortsetzung d. griechischen Symbole

Zeichen	Einheit	Bedeutung
λ_M	W/mK	Wärmeleitfähigkeit der Matrix
λ_V	W/mK	Wärmeleitfähigkeit des Verbundwerkstoffs
μ	-	Reibfaktor
ν	m ² /s	kinematische Viskosität
ρ	kg/m ³	Dichte
ν_{Hz}	°C	Temperatur des Halbzeugs
ν_{Wz}	°C	Temperatur des Werkzeugs
σ	N/mm	Membranspannung
σ_{min}	N/mm	zur faltenfreien Scherung eines Gewebes mindestens notwendige Membranspannung

Abkürzungen

AF	Aramidfaser
AFK	Aramidfaserverstärkter Kunststoff
CF	Kohlenstoff- (Carbon-) faser
CFK	Kohlenstoff- (Carbon-) faserverstärkter Kunststoff
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
GF	Glasfaser
GFK	Glasfaserverstärkter Kunststoff
GMT	Glasmattenverstärkter Thermoplast
IR	Infrarot
PA	Polyamid
PBT	Polybutylenterephthalat
PC	Polycarbonat
PE	Polyethylen
PEEK	Polyetheretherketon
PEI	Polyetherimid
PES	Polyethersulfon
PET	Polyethylenterephthalat
POM	Polyoxymethylen
PP	Polypropylen
PPS	Polyphenylsulfid
PSU	Polysulfon
TP	Thermoplast
UD	unidirektional

Abstract

Fabric reinforced thermoplastic composites, suitable for the production of thin-walled, high strength structural parts, are available on the market today with various fibre/matrix combinations. However, further market penetration and series production are inhibited as long as forming technologies are not well understood. In this thesis, the potential for series production of different forming technologies is evaluated. Stamp forming is an efficient way to produce parts in very short cycle times. A limiting factor to part complexity is undesired wrinkle formation as a consequence of insufficient fabric shear. Fabric shear and other important deformations of impregnated fabrics were examined by means of new test devices. Evidence was found that membrane tension is the crucial factor to avoid wrinkle formation. New tool concepts and processing windows were developed to produce fabric reinforced thermoplastic parts free of wrinkles and distortions.

1 Einleitung

1.1 Einsatzpotentiale kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste

Heutige Produkte aus Kunststoffen mit einem hohen Volumenanteil an kontinuierlicher Faserverstärkung zeichnen sich durch eine Reihe von hervorragenden Eigenschaften aus. Neben den „kunststoffspezifischen“ Vorzügen wie geringem spezifischen Gewicht, Chemikalien- und Korrosionsbeständigkeit, die Möglichkeit der preiswerten Funktionsintegration (Integralbauweise), den in weiten Bereichen einstellbaren elektrischen, akustischen und thermischen Eigenschaften (Isolation, Ausdehnung, Flammverhalten), können durch die Art, den Gehalt und die Anordnung von Verstärkungsfilamenten wie z.B. Glas-, Kohlenstoff- oder Aramidfasern zusätzliche mechanische Eigenschaften für den jeweiligen Anwendungsfall „maßgeschneidert“ werden. Dabei sind vor allem die an den Lastfall anzupassende hohe spezifische Steifigkeit und Festigkeit (gezielte Anisotropie) und das hohe Energieaufnahmevermögen (Crashfall) von großer praktischer Bedeutung. Bisher dominieren Duromere, d.h. in einem chemischen Prozeß aushärtende und nicht schmelzbare Kunststoffe den Markt für diese hochfesten Werkstoffe. Bekannte Beispiele sind das Airbus-Seitenleitwerk aus kohlenstofffaserverstärktem Epoxidharz sowie die Formel-1-Chassis im Motorsport [1], [2].

Bereits seit einigen Jahren werden jedoch von einer Reihe von Herstellern auch thermoplastische Halbzeugsysteme mit kontinuierlicher Faserverstärkung entwickelt, sogenanntes „organisches Blech“ oder „Organoblech“ [3]-[8]. Von diesen schmelzbaren Werkstoffen verspricht man sich zusätzliche Vorteile. Dazu zählen die umweltverträgliche, lösungsmittelfreie Verarbeitung, das schadenstolerante Versagensverhalten (höhere Zähigkeit des thermoplastischen Kunststoffs vermindert Spannungsüberhöhungen), die durch Aufschmelzung mögliche Verschweißbarkeit, Nachformbarkeit und Reparaturfähigkeit sowie die werkstoffliche Wiederverwertung, die unbeschränkte Lagerfähigkeit der Halbzeuge und die geringe Wasseraufnahme aus der Umgebung. Vor allem aus wirtschaftlicher Sicht ist ein Merkmal besonders hervorzuheben: Die Möglichkeit der Weiterverarbeitung zu komplex geformten, hochbelastbaren Strukturbauteilen in sehr kurzen Taktzeiten. Anders als bei duromeren Systemen ist bei der Verarbeitung keine Zeitspanne für eine chemische Aushärtungsreaktion erforderlich. Die Verfestigung des Werkstoffes erfolgt durch rein physikalische Abkühlvorgänge (Erstarrung), die von außen über Werkzeugtemperaturen steuerbar für dünnwandige Formteile (< 3mm) lediglich Sekunden in Anspruch nimmt. Die derzeit bekannten „schnellsten“ Reaktionsharzsysteme benötigen zur vollständigen Aushärtung vergleichbarer Bauteile Taktzeiten im Minutenbereich. Damit ist die neue Werkstoffgruppe der Organobleche insbesondere für Anwendungen mit sehr großen Stückzahlen (> 100.000 Stk./a) prädestiniert.

Bisher blieb die industrielle Anwendung des Materials jedoch auf kleinere Stückzahlen beschränkt. Im Sport- und Freizeitsektor wurden in den vergangenen 10 Jahren in Kleinserien Schuhsohlen für Lauf-, Fußball- und Fahrradschuhe [8], Rennradrahmen [9], Skier, Snow-

boards [10] und Schutzhelme [11] produziert. Eine interessante Anwendung sind Lautsprechermembranen aus aramid- bzw. kohlenstofffaserverstärkten-Organoblechen, die sich derzeit im Entwicklungs- bzw. Prototypenstadium befinden, Bild 1.1. Hier wird zusätzlich zu dem Funktionsvorteil der hohen Steifigkeit bei sehr geringem Gewicht gegenüber herkömmlichen Pappmembranen von den guten Dämpfungseigenschaften durch die thermoplastische Matrix Gebrauch gemacht. Mit geplanten Stückzahlen von 15.000 Einheiten/Jahr ist dies auch hinsichtlich der dafür erforderlichen kurzen Verarbeitungszyklen bereits keine Kleinserie mehr.



Bild 1.1 Lautsprechermembran aus Organoblech

In der Luftfahrtindustrie werden seit Ende der 80er Jahre Abdeckungs- und Verkleidungsbau- teile hergestellt, die hauptsächlich aus unidirektional kohlenstofffaserverstärkten Polyetherke- tonen und Polyetherimididen bestehen [12]-[16]. Beispiele sind diverse Radome von Kampfflugzeugen, der Höhenleitwerks-Nasenkasten des Alpha-Jet [16] sowie im zivilen Bereich Wand- und Bodensegmente, u.a. bei der Fokker 100 und Dornier 328 [26]. In jüngerer Zeit denkt man jedoch auch verstärkt über tragende Bauteile aus gewebeverstärkten Thermo- plasten nach, insbesondere für den Rumpf- und Tragflächenbereich [17]-[28]. Bereits serien- mäßig realisiert wurden lastaufnehmende Abstellflächen für Fracht im Airbus A300/600ST in Sandwichbauweise. Auch im Bootsbau kommen Organobleche in kleinen Stückzahlen zur Anwendung. Beim niederländischen Schnellboot „Voyager“ der Küstenwache konnte durch die Substitution von Aluminiumblech durch gewebeverstärktes Polyetherimid 0,5 t Gewicht eingespart werden [25].

Das große Potential der Organobleche ist auch in der Automobilindustrie erkannt worden, wo infolge des politischen Drucks vor dem Hintergrund zunehmender Energieknappheit und steigender Kosten für fossile Brennstoffe zur Einführung eines „3-Liter-Autos“ intensiv nach Möglichkeiten zur Verringerung des Fahrzeugstrukturgewichtes gesucht wird [29] - [39]. Der Verkehr hat am Endenergiebedarf in Westeuropa einen Anteil von immerhin rund 30 %, in Deutschland entspricht dies bei etwa 40 Mio. Fahrzeugen 1995 einer Energie von ca. 2585 PJ bzw. 67,55 Mrd. l Benzin [40]. Aufgrund stark gesteigener Komfort- und Sicherheitsaustattungen (leistungsstärkere Motoren, ABS, ASR, Airbags, Navigationssysteme, energieabsorbierende Strukturen) war jedoch in den letzten 15 Jahren eine Gewichtszunahme der PKW von durchschnittlich 10-15 % zu verzeichnen [41]. Um diesem Trend entgegenzusteuern werden derzeit verstärkt Leichtbauwerkstoffe wie Aluminium- und Magnesiumlegierungen sowie hochfester Stahl und Faserverbundwerkstoffe erprobt und z.T. auch in die Serie eingeführt. So hat sich in Japan der Aluminiumanteil in Automobilen innerhalb der letzten 20 Jahre um 150 % erhöht [42]. Durch Substitution der bisherigen Stahlkonstruktionen durch neue Leichtbauwerkstoffe und Bauweisen (z.B. tailored blanks) rechnet man dort mit einer möglichen Gewichtsreduzierung von bis zu 50 %. Ein Musterbeispiel für die erfolgreiche Einführung eines thermoplastischen Langfaserverbundwerkstoffs, dem GMT, ist die Substitution des metallischen Frontends im Golf A3 [43]. Neben Gewichtsreduktion und Verbesserung der Crasheigenschaften wurde hier auch eine erhebliche Teilerreduzierung und Einsparung von Montagekosten erzielt.

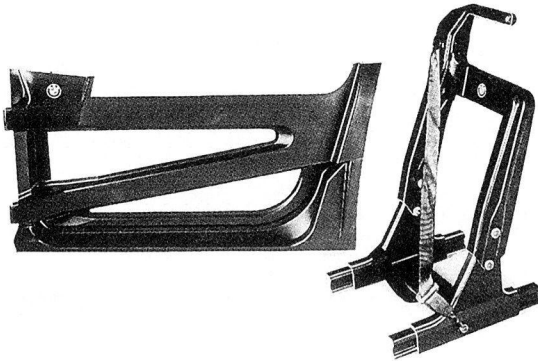


Bild 1.2 BMW Seitentürstruktur und Sicherheitssitz aus Organoblech [44]

Eine vielversprechenden Entwicklung von Strukturbauteilen in Faserverbundbauweise erfolgte bei BMW, Bild 1.2 [44]. Im Rahmen eines vom BMBF geförderten Forschungsvorhabens wurden Tragstrukturen einer für den Seitencrash ausgelegten Türe sowie eines Sicherheitssitzes aus gewebeverstärktem Polyamid (Organoblech) hergestellt. Auch hier konnte neben einer Gewichtsreduzierung um 25 % bzw. 30 % gegenüber den in Serie befindlichen metallischen Bauweisen durch Integralbauweise auch eine deutliche Teilerreduzierung erreicht werden (50 %), die den Zeit- und Kostenaufwand für die Montage erheblich verringerte. Weitere Funktionsvorteile wurden durch die Bauweisen erreicht. Die Seitentürstruktur bildet im Crashfall durch definiertes Versagen der Querträger über die Scharniere und das Schloß einen Zugverbund mit der Fahrgastzelle, der zu minimalen Eindringtiefen führt. Durch die Integration des oberen Gurtaufhängungspunktes in den Sicherheitssitz (und nicht in die B-Säule des Fahrzeugs) entstehen im Crashfall geringere Relativbewegungen zwischen Fahrer und Gurt. Trotz dieser Vorteile werden die hohen Materialkosten als nachteilig bewertet, die nach BMW-internen Kalkulationen bei ca. 60 % der Fertigungskosten liegen [44]. Auch bei anderen Automobilherstellern wird über die Anwendung von Organoblechen nachgedacht, deren Einsatz ebenso im Fahrwerkbereich z.B. als Feder- oder Querlenker wegen der Verringerung der ungefederten Massen und guten Dämpfungseigenschaften Erfolg verspricht.

In einem europäischen Forschungsvorhaben werden derzeit in Zusammenarbeit mit der Automobilindustrie kostengünstige Karosseriekomponenten aus Organoblechen in Sandwichbauweise entwickelt, Bild 1.3 [45]. Durch diese Konstruktionen erreicht man bei biegebeanspruchten Teilen über den Abstand der hochfesten Deckschichten und die Schubübertragung eines schubsteifen Kerns extrem hohe Bauteilsteifigkeit. Die Besonderheit besteht hier in dem „Einstoffsystem“, d.h. Kern- und Deckschichtmaterial bestehen aus demselben Kunststoff, Polyamid 12. Dadurch wird ein sortenreines werkstoffliches Recycling ermöglicht.

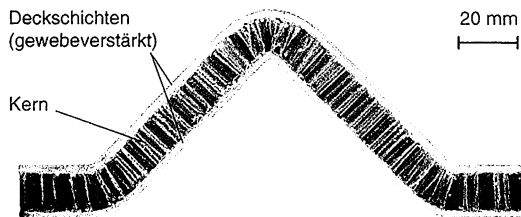


Bild 1.3 Sandwichstruktur aus Organoblech-Deckschichten und Polyamid-Wabenkern [45]

Den Prototyp einer Ladeklappe für den Gepäckraum eines Reisebusses zeigt Bild 1.4. Ziel dieser Entwicklung war die Substitution einer bestehenden Aluminiumbauweise bei gleichzeitiger Kostenneutralität. Durch einen sandwichartigen Aufbau aus kohlenstoff- und glasfaser

verstärktem Polyamid konnte eine Gewichtsersparnis von knapp 30 % erzielt werden. Ein Problem besteht derzeit jedoch noch in den hohen Anforderungen an die lackierte Bauteiloberfläche, bei der es zur visuell wahrnehmbaren Abbildung der Gewebestruktur kommen kann [46], [47].



Bild 1.4 Organoblech-Ladeklappe eines Reisebusses [47]

Einer Einführung in die Serie stehen heute jedoch nicht nur die Kosten für kontinuierlich faserverstärkte Halbzeuge im Wege, die sich derzeit z.T. noch über denen des Aluminiumblechs bewegen. Neben den wichtigen noch zu lösenden Fragen der Verbindungstechnik (serientaugliche Schweißverfahren), Reparatur und Lackierbarkeit besteht ein wesentliches Hemmnis in der unzureichend verstandenen Technologie der Weiterverarbeitung des flächigen Halbzeugs zum komplex geformten Bauteil. Dabei kommt der unerwünschten Faltenbildung von Formteilen eine besondere Bedeutung zu, die ein zentrales Thema dieser Arbeit sind.

1.2 Serientaugliche Fertigungsverfahren

Die Entscheidung darüber, welches aus einer Reihe möglicher Umformverfahren für die Serienfertigung von thermoplastischen Faserverbundbauteilen bestmöglich geeignet ist, wird durch die Beantwortung folgender Fragen erleichtert:

- Mit welchem personellen, maschinentechnischen, gebäudetechnischen, wartungsmäßigen und betriebsmittelbedingten Einsatz sind Strukturbauteile aus den gegebenen Halbzeugen in den geforderten Stückzahlen herstellbar?
- Welche Komplexität hinsichtlich der Bauteilgeometrie ist darstellbar (Grenzradien, Wändickenunterschiede, mögliche Umformgrade und Ziehtiefen)?
- Wie kann Qualität gesichert werden (Porengehalt, Oberfläche, Faltenbildung, Dickenkonstanz, Delaminationen)?
- Wie störanfällig ist das Fertigungsverfahren (Anzahl der zu koppelnden Geräte, Empfindlichkeit der Maschinenteile und Werkzeuge)?
- Wie flexibel kann das Verfahren auf unterschiedliche Halbzeuge (Materialzusammensetzungen, Lagenaufbauten, Imprägniergüte, Ausgangsdicke) umgestellt werden?
- Welche Anforderungen werden an die Vorimprägnierung der Halbzeuge gestellt?

Die Beantwortung dieser Fragen kann bei der Vielzahl der theoretisch möglichen Verfahrensvarianten im Rahmen dieser Arbeit nur beispielhaft erfolgen. Es ist jedoch einsichtig, daß für die Etablierung eines neuen Fertigungsverfahrens in der Großserie vor allem Kosten und Reproduzierbarkeit die ausschlaggebenden Faktoren sind.

Die technische Optimierung bestehender Fertigungsverfahren anhand wissenschaftlicher Erkenntnisse über das Verhalten der Halbzeuge während der Weiterverarbeitung zum Formteil macht daher lediglich für hochautomatisierbare Produktionsprozeßketten mit einem Minimum an personellem Einsatz und Wartungsaufwand Sinn.

Nach einer Gegenüberstellung in Frage kommender Verfahren sollen sich daher alle werkstoffwissenschaftlichen Untersuchungen der vorliegenden Arbeit auf ein daraus ausgewähltes und zu modifizierendes Verfahren beziehen.

1.3 Zielsetzungen und Methodik

Die vorliegende Arbeit ist ein Beitrag zur Einführung einer großserientauglichen Fertigungstechnologie für gewebeverstärkte Thermoplaste. Eine optimale Verarbeitung im Sinne der in Abschnitt 1.2 definierten Kriterien kann jedoch nur gewährleistet werden, wenn Handhabungs- und Werkzeugsysteme auf die Besonderheiten dieser neuen Werkstoffe abgestimmt werden. Nach der Beschreibung in Frage kommender Halbzeuge und des Standes der Technik bei deren Weiterverarbeitung zu dünnwandigen Formteilen mit unterschiedlichen Verfahren sollen daher die wesentlichen Verformungsvorgänge analysiert- und in ihren Konsequenzen hinsichtlich eines optimierten Werkzeugsystems für ein besonders gut für kurze Fertigungszyklen geeignetes Fertigungsverfahren definiert werden. Einen Schwerpunkt der Untersuchungen bildet dabei die Faltenbildung. Für diese Grundlagenuntersuchungen wird ein handelsübliches Organoblech verwendet, dessen Komposition insbesondere für Anwendungen im Automobilbau geeignet ist. Berücksichtigt werden auch die Auswirkungen unterschiedlicher Prozeßparameter auf das Verformungsverhalten und die erzielten Werkstoffeigenschaften. Dabei kann auf den von HOU [48] und JEHRKE [49] geleisteten Vorarbeiten aufgebaut werden. Die werkstofflichen Experimente sollen hier jedoch nicht nur im Labor- sondern auch im Bauteilmaßstab durchgeführt werden, um aus den daraus abzuleitenden Ergebnissen konkrete Vorschläge für ein praxisgerechtes Fertigungskonzept zu machen, Bild 1.5. Durch die Entwicklung einer Universal-Prüfeinrichtung zur Bestimmung maximal möglicher Tiefziehverhältnisse soll es darüberhinaus zukünftig möglich sein, dem Anwender dieser neuen Werkstoffklasse Kennwerte für die Umformbarkeit von Organoblechen zur Verfügung zu stellen.

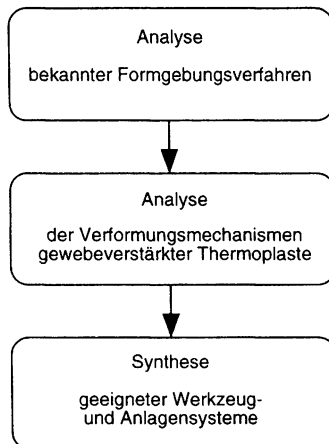


Bild 1.5 Methodik zur Entwicklung eines großserientauglichen Fertigungsverfahrens

Die werkstoffbezogenen Untersuchungen dieser Arbeit umfassen die Punkte:

- Entwicklung einer Vorrichtung zur Ermittlung maximal möglicher Halbzeug-Scherdeformationen ohne Faltenbildungen und Bestimmung des Einflusses unterschiedlicher Randbedingungen (Vorspannung, Temperatur, Umformgeschwindigkeit).
- Entwicklung einer Vorrichtung zur Ermittlung des Einflusses der Reibung zwischen Halbzeug und Werkzeug.
- Ermittlung des Einflusses der Abkühlraten auf die Umformbarkeit von Organoblechen.
- Ermittlung des Einflusses unterschiedlicher Verfahrensparameter auf die mechanischen Eigenschaften der Formteile.

Die werkzeug- und anlagenbezogenen Untersuchungen beinhalten die Punkte:

- Entwicklung eines geeigneten Werkzeugkonzepts zur Herstellung komplexer Formteile ohne Faltenbildungen und Bauteilverzug.
- Synthese einer geeigneten Prozeßkette zur quasi-kontinuierlichen Herstellung gewebeverstärkter Strukturbauteile in Großserie.
- Entwicklung einer Universal-Prüfeinrichtung zur Quantifizierung möglicher Tiefziehverhältnisse für Organobleche unterschiedlicher Zusammensetzung und Gewebestruktur.

2 Herstellungverfahren für Formteile aus Organoblech

2.1 Halbzeugsysteme

2.1.1 Begriffsdefinition

Unter „Organoblech“ soll im folgenden ein mit thermoplastischer Matrix möglichst vollständig imprägniertes (d.h. alle Filamente sind mit Kunststoff porenfrei benetzt), dünnwandiges und flächiges Halbzeug mit kontinuierlicher Faserverstärkung verstanden werden, Bild 2.1. Der Begriff taucht in der Literatur erstmals Ende der 80er Jahre auf [3]-[5], obwohl es bei der BASF schon Ende der 60er Jahre erste Untersuchungen mit diesen Werkstoffsystemen gab [6].

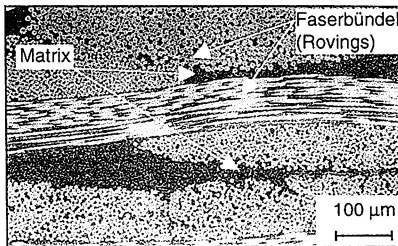


Bild 2.1 Mikroskopischer Querschnitt eines Organoblechs aus gewebeverstärktem Polyethylen-terephthalat

Üblicherweise bestehen die Filamente aus Glas, Kohlenstoff oder Aramid. Mehrere 100 oder 1000 Einzelfilamente werden zu Bündeln (Rovings) zusammengefaßt und in textiltechnischen Prozessen zu Gelegen, Matten, Geweben, Gewirken oder Gestriicken weiterverarbeitet. Diese Verstärkungstextilien werden dann in anschließenden Prozessen mit den gewünschten thermoplastischen Kunststoffen imprägniert. Eine Auswahl in Frage kommender Thermoplaste zeigt Bild 2.2 [51]. Die sogenannten Hochleistungskunststoffe wie beispielsweise Polyetheretherketone oder Polyphenylensulfid zeichnen sich dabei vor allem durch eine hohe Schmelztemperatur (z.B. PEEK bei ca. 380 °C) und entsprechend hohe Einsatztemperaturen aus. Aufgrund der vergleichsweise hohen Materialpreise ($\leq 50,-$ DM/kg) sowie der hohen notwendigen Verarbeitungstemperaturen bleibt die Anwendung dieser Werkstoffe bis heute jedoch auf spezielle Einsatzgebiete (insbesondere die Luft- und Raumfahrt) beschränkt. Mengenmäßig dominiert die Verwendung von Standardkunststoffen wie Polypropylen und Polyethylen, die sich durch hohe Verfügbarkeit, niedrige Einkaufspreise und geringe Verarbeitungstemperaturen auszeichnen. Technische Kunststoffe wie Polyamid oder Polycarbonat kommen bei höheren Anforderungen an die thermische Stabilität bzw. Festigkeit zur Anwendung. Bei den Verstärkungsfilamenten

dominieren derzeit die preisgünstigen Glasfasern mengenmäßig den Markt. Neuerdings ist auch eine Zunahme der Verwendung von Naturfasern („nachwachsende Rohstoffe“: nahezu rückstandsfreie thermische Verwertung) zu verzeichnen [52]. Aus der Reihe der bekannten Imprägnierverfahren, die in [53]-[55] ausführlich beschrieben werden, sollen hier nur die für die weiteren Untersuchungen relevanten Folien- und Pulverimprägnierungsverfahren erläutert werden, die sich durch hohe Imprägniergüte (Porenfreiheit) auszeichnen.



Bild 2.2 Auswahl möglicher Thermoplaste für Organobleche [50]

2.1.2 Halbzeugherstellung und Eigenschaften

Das Pulverimprägnierverfahren eignet sich besonders für Thermoplaste, die bereits bei ihrer Herstellung in Form von Pulver anfallen (z.B. Polyamid 12). Die gewünschten Verstärkungstextilien durchlaufen dabei eine Streueinrichtung mit Polymerpulver, welches in einer anschließenden Heizstrecke aufgeschmolzen und in einem Kalandrier durch Druck mit den Fasern verbunden wird, Bild 2.3. Alternativ kann das Pulver auch über ein Wirbelbett aufgebracht werden. Bei diesem Verfahren entstehen einlagige, vorimprägnierte Halbzeuge („Prepregs“), deren Filamente jedoch noch nicht vollständig mit Kunststoff benetzt sind.

In einem Doppelbandpressenprozeß können diese Halbzeuge kontinuierlich zu mehrlagigen, vollständig imprägnierten und konsolidierten Halbzeugen weiterverarbeitet werden, Bild 2.4. Von den Abwickelstationen der Doppelbandpresse können jedoch auch trockene Verstärkungstextilien wechselweise mit thermoplastischem Folienmaterial abgezogen werden (Folienimprägnierung). Die Herstellung entsprechender Kunststofffolien bedeutet jedoch in vielen Fällen einen zusätzlichen Konfektionierungsschritt in der Wertschöpfungskette. Die betriebswirtschaftlich sinnvollere Vorgehensweise ist daher abhängig von der Komposition des herzustellenden Produkts.

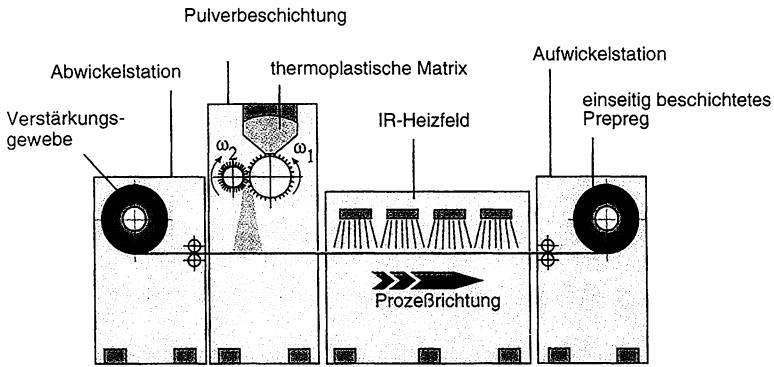
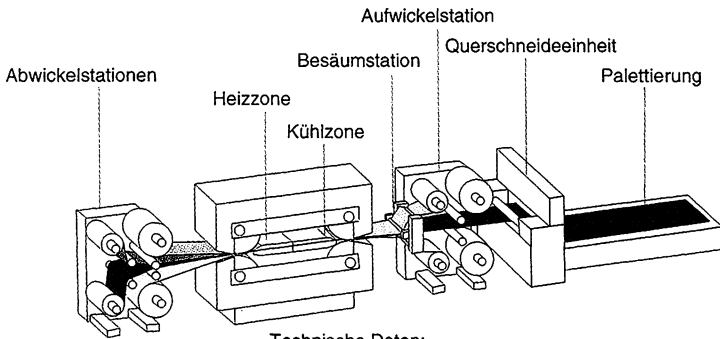


Bild 2.3 Mögliches Anlagenschema für die Pulverimprägnierung



Technische Daten:

Gesamtlänge der Anlage:	18 m
Arbeitsbreite:	620 mm
Länge der Druckzone:	1.234 mm
Temperatur in der HT-Zone:	200 - 410 °C
Temperatur in der Kühlzone:	70 - 220 °C
Spezifischer Flächendruck:	3 - 60 bar
Spalthöhe:	0,1 - 7 mm
Bandgeschwindigkeit:	0,1 - 2 m/min

Bild 2.4 IVW-Doppelbandpresse

In einem Spalt zwischen zwei endlos umlaufenden Edelstahlbändern wird ein definiertes Druck-Temperaturprofil aufgebracht, das zur Aufschmelzung des Thermoplastes und vollstän-

digen Benetzung aller Filamente der Textilien führt. Über einen Wärmetauscher wird in einer Kühlzone unter konstantem Druck Wärme entzogen, es kommt zur Verfestigung des Verbundwerkstoffs (Konsolidierung). Organobleche mit geringer Wanddicke ($< 0,5$ mm) können nach einer Besäumung auf definierte Breite aufgewickelt werden, dickeres Material wird mittels einer Querschneideeinheit auf das gewünschte Plattenmaß abgelängt.

Neuerdings ist es auch möglich, die Pulverimprägnierung über eine vorgeschaltete Streueinheit mit dem Doppelbandpressenprozeß zu kombinieren. Die Verfahrensparameter sind dafür so zu optimieren, daß über eine gute Penetration der Schmelze durch das mehrlagige Verstärkungstextil in Dickenrichtung eine vollständige Imprägnierung ohne festigkeitsmindernde Luftporeneinschlüsse erreicht wird [56].

Eine Übersicht derzeit auf dem internationalen Markt angebotener Organobleche zeigt Tabelle 2.1. Die meisten dieser Hersteller fertigen die Halbzeuge speziell nach Kundenwunsch (Materialzusammensetzung von Fasern und Matrix, Lagenaufbau, Dicke etc.) an. Ein Problem für die Herstellung großflächiger Teile besteht derzeit noch in der Limitierung der Breite der herstellbaren Organobleche (max. ca. 1,5 m).

Tabelle 2.1 Auswahl einiger Organoblech-Hersteller und Handelsnamen der Produkte

Hersteller	Handelsnamen
Advanced Fiber Systems (USA)	Towflex®
Amoco (USA)	Kadel®, Udel®, Torlon®
Asahi Chemical (J)	
Baycomp (CAN)	Xstal®
Borealis (N)	Plytron®
CCMI (USA)	TowFlex®
DSM (NL)	Destex®
Bond Laminates (D)	Tepex®
Enichem (I)	
Fiberite Europe (D)	
Flex Composites (NL)	
GEP (NL)	Azdel®, Aznet®, Azloy®
Hüls (D)	Vestopreg®
ICI (UK)	APC-2®
Mitsui (J)	
Nitto Boseki (J)	Texxes®
PCD (A)	Daplen TC- Platte®
Quadrax (CAN)	Quadrax®

Fortsetzung Tabelle 2.1

Hersteller	Handelsnamen
T&N Technology	
Ten Cate (NL)	Cetex [®]
Toyobo (J)	TCM-System [®]
Verseidag (D)	Vestopreg [®] , Chemtex [®] , Novabest [®] , Ultrax [®]
Vetrotex (F)	Twintex [®]

Die mechanischen Eigenschaften variieren sehr stark mit dem Volumengehalt sowie der Art und Ausrichtung der Verstärkungstextilien. Zur Einordnung und zum Vergleich von Organoblechen mit anderen Halbzeugen kann ein Festigkeits-Steifigkeits-Diagramm dienen, Bild 2.5. Man erkennt, daß die kontinuierlich faserverstärkten Systeme (Organobleche) die Werte der diskontinuierlichen (Glasmattenverstärkte Thermoplaste GMT, Langfasergranulat) übersteigen. Insbesondere bei einer unidirektionalen Anordnung kann bereits mit preiswerten Glasfasern eine beachtliche Zugfestigkeit von nahezu 1000 MPa erreicht werden. Bei diesem glasfaserverstärkten Organoblech liegt der E-Modul jedoch noch deutlich unter dem des Aluminiums. Für ein Bauteil gleicher Steifigkeit kann jedoch über die wesentlich geringere Dichte von ca. $1,8 \text{ g/cm}^3$ bei einer Substitution von Aluminium (Dichte ca. $2,7 \text{ g/cm}^3$) dennoch eine Gewichtsersparnis erzielt werden.

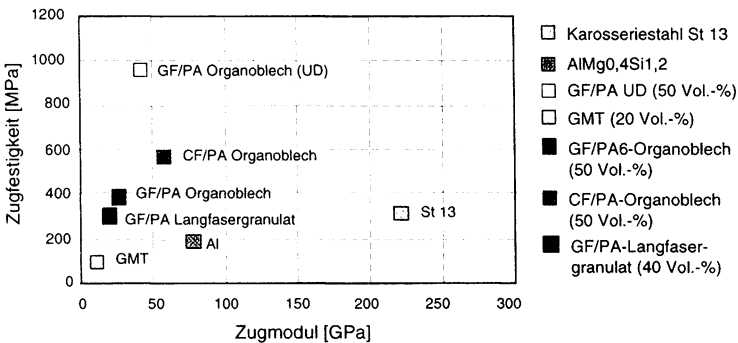


Bild 2.5 Festigkeits-Steifigkeits-Diagramm für unterschiedliche Halbzeugsysteme

Eine Aussage über das Leichtbaupotential, wie sie in der Automobilindustrie häufig verwendet wird, erhält man durch Bezug mechanischer Kennwerte auf das spezifische Werkstoffgewicht, Bild 2.6. Mit diesem Diagramm ist eine Zuordnung der erzielbaren spezifischen Festigkeit bzw. Steifigkeit zum derzeitigen Marktpreis (1997) möglich. Dabei erkennt man das große Leichtbaupotential des kohlenstoffaserverstärkten Organoblechs, dessen Kennwerte die der Vergleichsmaterialien deutlich übersteigen. Je nach verwendetem Kohlenstoffasertyp kann die Steifigkeit in weiten Bereichen variiert werden (der E-Modul einer Standard-Faser beträgt ca. 240 GPa, der einer Hochmodul-Faser ca. 900 GPa). Kohlenstofffasern sind z.Z. jedoch noch vergleichsweise teuer.

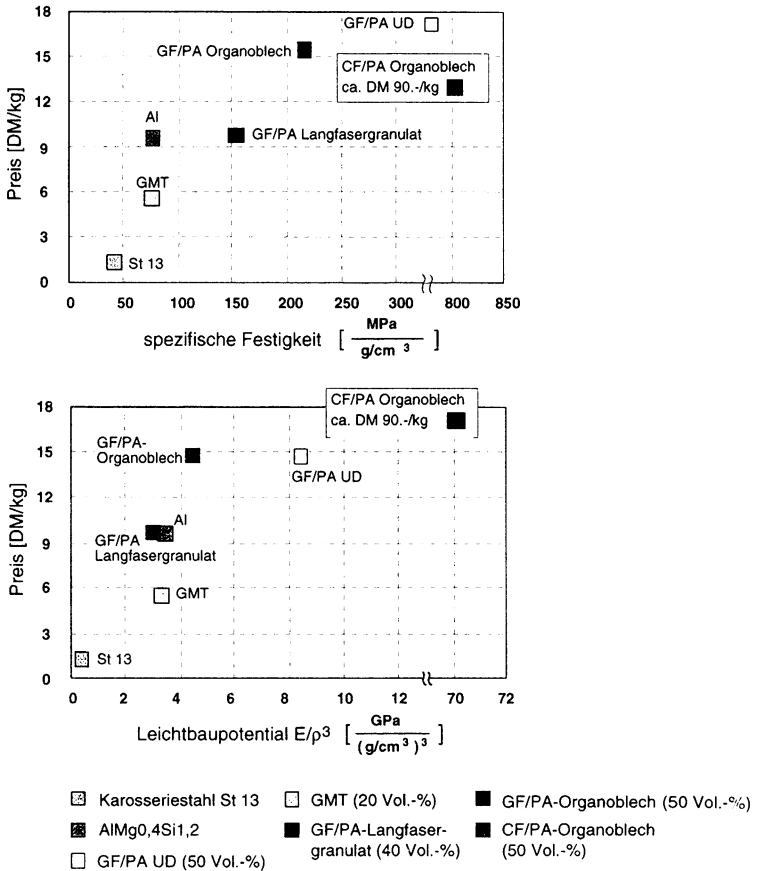


Bild 2.6 Preis und Leichtbaupotential unterschiedlicher Halbzeugsysteme

Gemessen an der mechanischen Festigkeit ist für ein glasfaserverstärktes Organoblech gegenüber Aluminium kaum ein großer Aufpreis in Kauf zu nehmen. Kalandrierte Hybridgarnsysteme werden z.Z. schon für unter 10 DM/kg am Markt angeboten. Festigkeit und Steifigkeit des Halbzeugs allein sind jedoch nicht für eine Substitution bestehender Metallbauweisen ausschlaggebend. Wichtig sind die Eigenschaften des Formteils. Hier spielt hinsichtlich erreichbarer mechanischer Kennwerte sowie auch unter betriebswirtschaftlichen Gesichtspunkten (Fertigungskosten) die Umformtechnik eine entscheidende Rolle.

2.2 Fertigungsverfahren

2.2.1 Qualitätskriterien

Die nachfolgend beschriebenen Umformverfahren können sich hinsichtlich ihrer Auswirkungen auf die für den Anwender interessante Formteilqualität voneinander unterscheiden. Daher ist zunächst eine kurze Definition der bei der Umformung von Organoblechen unerwünschten Merkmale der Formteile erforderlich, Bild 2.7.

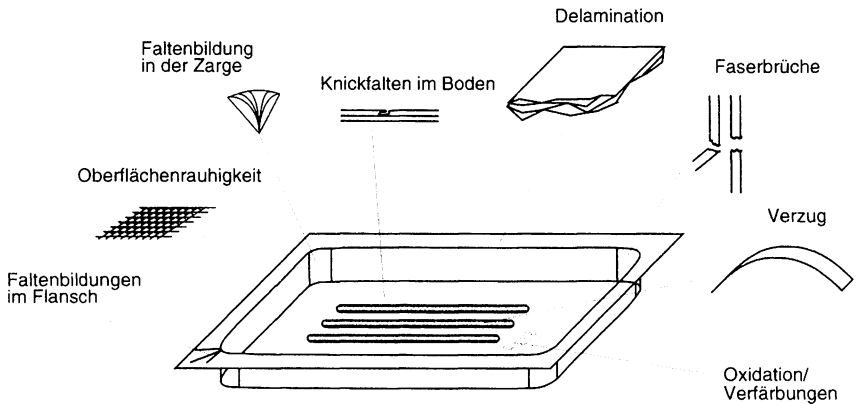


Bild 2.7 Auswahl bedeutender Formteilfehler beim Umformen von Organoblechen [57]

Unter Delaminationen versteht man Ablösungen einzelner Gewebe- bzw. Gelegetlagen voneinander. Sie können durch unzureichenden Druck normal zur Formteilebene während bzw. nach

der Umformung bedingt sein. Delaminationen können auch bereits bei der Erwärmung konsolidierter Organobleche vor deren Umformung auftreten, etwa durch hohe Temperaturgradienten über der Dicke der Halbzeuge oder durch das schlagartige Verdampfen von aufgenommener Feuchtigkeit bei Erreichen der Schmelztemperatur. Ebenso sind Ablösungen einzelner Gewebelagen bei der Erwärmung von Halbzeugen möglich, die infolge ihrer Herstellung bereits Eigenspannungszuständen unterliegen, welche bei Erreichen der Schmelztemperatur freiwerden. Delaminationen vermindern insbesondere die Biegesteifigkeit und Biegefestigkeit der Formteile und müssen daher durch geeignete Maßnahmen vermieden werden.

Faserbrüche treten auf, wenn die Umformkräfte deren Festigkeit überschreiten. Dies ist bei zu geringer Matrixtemperatur, zu scharfkantigen Werkzeuggraden oder zu hohen Reibkräften innerhalb von Formwerkzeugen möglich. Faserbrüche vermindern Festigkeit und Steifigkeit eines Faserverbundwerkstoffs.

Bauteilverzug ist stets eigenspannungsbedingt. Eigenspannungen im Formteil können multi-kausal bedingt sein. Unterschiedliche Ursachen können sich dabei in ihrer Auswirkung gegenseitig aufheben oder verstärken. Die Temperaturausdehnungskoeffizienten sowie die Wärmeleitfähigkeitswerte von Fasern und Matrix sind um Größenordnungen voneinander verschieden [48]. Ist bei der Abkühlung eines Organoblechs aus der Schmelze die Matrix schon verfestigt, die Fasern jedoch längs ihrer Achse noch ausgedehnt bzw. gestaucht (negative Ausdehnung bei Kohlenstofffasern), so kommt es zu Eigenspannungen. Diese führen bei unsymmetrischen Lagenaufbauten unmittelbar zum Bauteilverzug. Ebenso kann es zu Eigenspannungen und unmittelbarem Bauteilverzug auch bei symmetrischen Lagenaufbauten kommen, wenn ein schmelzflüssiges Organoblech an Ober- und Unterseite unterschiedlich schnell abgekühlt wird. Eine weitere Ursache besteht bei der Verwendung teilkristalliner Matrices im Zusammenhang zwischen Abkühlrate und der Kristallitbildung, die mit einem Volumensprung verbunden ist. Wie in Abschnitt 3 noch ausführlich diskutiert wird, kommt es insbesondere dann zu Bauteilverzug, wenn notwendige Abgleitvorgänge der einzelnen Lagen aufeinander bei Biegungen während der Umformung behindert werden. Bauteilverzug kann apriori in die Auslegung eines Formteiles mit einbezogen werden (was jedoch seine exakte Kontrolle beim Formgebungsprozess bedingt). Besser ist es, ihn durch geeignete Verfahrensmodifikationen ganz auszuschließen.

Verfärbungen des thermoplastischen Matrixmaterials können thermooxidativ bedingt sein. Es sich dabei um Abbauerscheinungen des Kunststoffes und intermolekulare Vernetzungen. Diese müssen nicht notwendigerweise die mechanischen Bauteileigenschaften beeinflussen (insbesondere nicht beim Auftreten in oberflächennahen Bereichen von nur wenigen μm Eindringtiefe), sind jedoch bei unlackierten Formteilen ein optisches Problem.

Durch Migration schmelzflüssiger Matrix in Dickenrichtung der Organobleche kann es an der Oberfläche der Formteile zu einer Abbildung der Verstärkungstextilien (Gewebe etc.) kommen, die insbesondere für Sichtteile sehr unerwünscht ist. Gründe für diese Penetration sind nicht allein in den bei der Umformung auftretenden mechanischen Kräften zu suchen. Auch der hohe Temperaturausdehnungskoeffizient der Thermoplaste im Vergleich zu den Verstärkungsfasern in Zusammenhang mit den Abkühlbedingungen kann eine sichtbare Abbildung der textilen Struktur hervorrufen.

Faltenbildungen können im Boden-, Zargen- und Flanschbereich eines Formteils auftreten. Jede dieser Faltenbildungen stellt eine Überlappung einer oder mehrerer Lagen in sich selbst aufgrund von planaren Druckspannungen dar. Dies kann anschaulich als Teppichfalteneffekt beschrieben werden. Faltenbildungen führen zu schwer vorhersehbaren Dickensprüngen, Fehlausrichtungen der kontinuierlichen Fasern, Änderungen der lokalen Bauteilfestig- und steifigkeit sowie zu optischen Beeinträchtigungen. Faltenbildungen sind ein zentrales Thema der vorliegenden Arbeit und werden in Abschnitt 3 ausführlich diskutiert.

2.2.2 Diaphragmaverfahren

Das bekannteste und bezüglich seiner industriellen Anwendung am weitesten entwickelte Verfahren zur Herstellung von dünnwandigen Formteilen aus kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten ist das Diaphragmaverfahren. Bedeutende wissenschaftliche Grundlagenuntersuchungen sind zu dieser von Superform Metals Ltd. (UK) ursprünglich für Aluminium entwickelt und erstmals von ICI (UK) für Verbundwerkstoffe angewendeten Technologie in den vergangenen 10 Jahren von SMILEY [58] und Ó'BRÁDAIGH [59] am Center for Composite Materials in den USA geleistet worden. ZIEGMANN et al. [60] entwickelten an der Eidgenössischen Technischen Hochschule in Zürich eine weitgehend automatisierte Verfahrensvariante.

Das Diaphragmaformen in einem Autoklaven eignet sich zur Herstellung dünnwandiger, komplex geformter thermoplastischer Faserverbundbauteile mit kontinuierlicher Faserverstärkung. Dabei werden spezielle superplastische Folien als Diaphragmen verwendet, die sich innerhalb bestimmter Temperaturbereiche um einige hundert Prozent verformen können. Die einfachsten und preiswertesten Halbzeugformen, die hier zum Einsatz kommen, sind thermoplastische unidirektional (UD)-Prepregs. Diese können zu Paketen abgelegt und vorfixiert werden, um unerwünschte Verschiebungen der Einzellagen während des Formprozesses zu vermeiden. Dies kann durch spezielle Einspannvorrichtungen geschehen; alternativ ist es auch möglich, die Lagen zunächst stellenweise durch Ultraschall zu verschweißen.

Das Paket aus thermoplastischen Prepregs wird zwischen zwei Diaphragmen platziert und mit einem Vakuumring luftdicht verschlossen. Bild 2.8 zeigt einen Aufbau für das Diaphragmaformen im Autoklaven. Wenn die Verarbeitungstemperatur erreicht ist, wird das Prepregpaket unter hydrostatischem Druck verdichtet. Die Druckkammer ist durch das in der Trennebene platzierte vakuumverdichtete Paket in zwei voneinander unabhängige Drucksysteme geteilt. Dadurch wird es möglich, oberhalb bzw. unterhalb des Pakets unterschiedliche Drücke zu verwirklichen. Nach der Verdichtung des Materials wird durch unterschiedliche Druckbeaufschlagung in den beiden Druckkammern der eigentliche Formgebungsvorgang eingeleitet. Die Kammer oberhalb des Laminates erzeugt dabei einen größeren Druck, damit der Verbund gegen das unter dem Paket befindliche Werkzeug gedrückt wird, welches die Formteilgestalt abbildet.

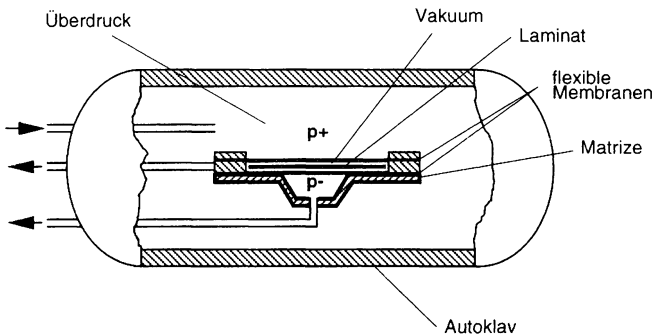


Bild 2.8 Diaphragmaformen im Autoklav [54]

Nach dem isothermen Umformvorgang kann die Temperatur wieder abgesenkt und der Überdruck im Autoklaven entspannt werden, um das fertige Formteil zu entnehmen. Das beschriebene Verfahren eignet sich besonders für Hochtemperatur-Umformungen von Hochleistungsthermoplasten (z.B. PEEK, PPS, PEI), da diese aufgrund ihrer hohen Schmelzviskosität nur bei konstant hohen Temperaturen umgeformt werden können. Die verwendeten Folien bzw. Diaphragmen müssen hitzebeständig, gleichzeitig aber sehr dehnbar und reißfest sein und können erheblich zu einer guten Oberflächenqualität des Bauteils beitragen. Zum einen verhindert der luftdichte Abschluß den oxidativen Abbau des thermoplastischen Materials, zum anderen erzeugen die Diaphragmen Membranspannungen in dem Bauteil, welche die Faltenbildungen in der Bauteilebene behindern. Für das Hochtemperatur-Diaphragmaformen kommen üblicherweise Diaphragmen aus Polyimid (z.B. Upilex[®]) oder aus speziellen Aluminiumlegierungen (z.B. Supral[®]) zum Einsatz. Aluminiumfolien haben jedoch den Nachteil, daß sie nicht bei Verarbeitungstemperaturen unter 400 °C verwendet werden können, da sich das Material erst

oberhalb dieser Temperatur superplastisch verformen kann und zudem nur Dehnungen von 250 bis 300 % bei geringen Dehnraten (d.h. niedrigen Umformgeschwindigkeiten) zulässt. Dadurch beschränkt sich das Diaphragmaverfahren mit Aluminiumfolien auf nur wenige Thermoplaste. Die Polyimidfolie Upilex[®] kann dagegen bei Temperaturen von 315 bis 425 °C und für Dehnungen bis zu 350 % eingesetzt werden. Hier besteht jedoch aufgrund der geringen Foliendicke die Gefahr der unzureichenden Stützwirkung gegen die Faltenbildung der Lamine. Ein grundsätzliches Verfahrensproblem besteht jedoch in der eingeschränkten Wiederverwertbarkeit der kostenintensiven Diaphragmen aufgrund der erforderlichen hohen Temperatur- und Alterungsbeständigkeit.

Ein für die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens entscheidender Nachteil besteht in der trägen thermischen Masse der Autoklaven, die verhältnismäßig lange Aufheiz- und Abkühlzeiten bedingen. Bei typischen Aufheiz- bzw. Abkühlraten von 3-10 °C/min dauert ein Zyklus üblicherweise Stunden. Zur Behebung dieser Problematik wurde ein modifiziertes Verfahren entwickelt [60]. Es basiert auf einem geteilten Autoklaven, der eine schnelle, automatisierte Beschickung des Halbzeuges ermöglicht, Bild 2.9. Dieses wird nicht durch Konvektion sondern mittels eines ein- und ausfahrbaren Infrarotstrahlerfeldes beidseitig aufgeheizt. Anschließend wird der Autoklav geschlossen und das Laminat mittels Überdruck bei kontrollierter Wärmezufuhr umgeformt. Mit diesem Verfahren sind Zykluszeiten von ca. 10 min. pro Formteil realisierbar, jedoch kann auch hier nicht auf die Verwendung temperatur- und alterungsempfindlicher Diaphragmen verzichtet werden.

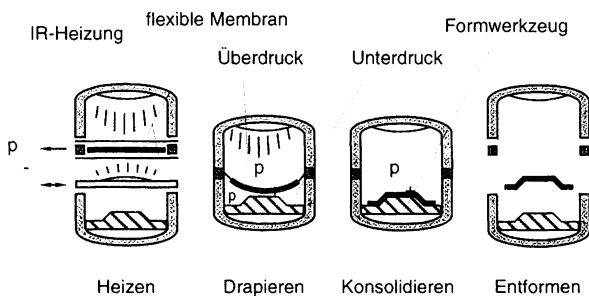


Bild 2.9 Diaphragmaformverfahren nach ZIEGMANN [60]

Eine neuere Entwicklung ist auch das Diaphragmaformen mit Vakuumsack [61]. Dabei handelt es sich um ein Niedertemperatur-Verfahren, mit dessen Hilfe nicht-isotherme Umformungen bei vergleichsweise kurzer Zykluszeit für niedrig-schmelzende Standard-Thermoplaste möglich sind. Das zuvor extern aufgeheizte Prepregpaket wird zwischen zwei in einer Presse

befindlichen raumtemperierte Werkzeuge eingelegt. Nach dem Schließen der Presse wird die Kavität der Grundplatte des Umformwerkzeuges mit Druckluft beaufschlagt und das Laminat in die Matrize der Oberplatte abgeformt, welche Entlüftungsbohrungen enthält. Während und nach der Umformung kommt es zur Abkühlung und Verfestigung des Materials. Mit diesem Verfahren wurden für kleinere Formteile glasfaserverstärktem Polypropylen bereits Zykluszeiten von 5 min erreicht [61]. Für dieses Verfahren kommen als Diaphragmen spezielle Elastomermhäute zum Einsatz, die hohe Dehnungen bei Temperaturen bis 400 °C ertragen können.

Als Vorteile des Diaphragmaverfahrens werden in der Literatur [12], [14], [16], [58]-[60] benannt:

- Beim isothermen Verfahren spielt die Güte der Vorimprägnierung der verwendeten Prepregs eine untergeordnete Rolle, da ausreichend Zeit bei hohen Temperaturen für Fließvorgänge der Matrix, die eine Nachimprägnierung bewirken, zur Verfügung steht.
- Das Laminat befindet sich zwischen den Diaphragmen im Vakuum. Dadurch wird eine sehr hohe Imprägniergüte der Formteile erreicht (keine Luftporeneinschlüsse) und die Matrixoxidation ist sehr gering.
- Komplexe Formteilgeometrien sind gut zu realisieren, Formteilhinterschneidungen sind prinzipiell mit geringem Aufwand möglich.
- Da die Diaphragmen vorzugsweise unter Zugspannungen stehen, tragen sie erheblich zur Vermeidung eines Ausbeulens des Laminates (wie z.B. bei beginnender Faltenbildung) bei.
- Durch die sehr gleichmäßige Druckverteilung normal zur Formteiloberfläche besteht keine Gefahr der unerwünschten Ablösung einzelner Lagen voneinander (Delaminationen), deren Folgen eine Verminderung der Biegesteifigkeit und Biegefestigkeit des Bauteils wären.
- Es können ohne Austausch von Werkzeugen oder Hilfsmitteln Lagenaufbau und Dicke der verwendeten Halbzeuge geändert werden. Die Formteildickenverteilung stellt sich bei der Umformung „frei“ ein. Weiterhin ist auch die Verwendung von Halbzeugen mit gewollten Dickensprüngen (z.B. lokale Zusatzverstärkungen) oder Dekorfolien ohne Modifikation des Formwerkzeugs möglich.
- Die im Vergleich zu anderen Verfahren niedrige Umformgeschwindigkeit bei hohen Temperaturen erleichtert Umorientierungsvorgänge der kontinuierlichen Fasern sowie die dazu notwendige Verdrängung der Matrix und das Abgleiten einzelner Lagen aufeinander. Dies trägt entscheidend zur Verminderung von Faltenbildungen und Eigenspannungen bei.
- Zur Herstellung eines Formteils ist nur eine Formwerkzeughälfte erforderlich.
- Die Investitionskosten für die Anlagentechnik und der Platzbedarf sind vergleichsweise gering.

Als Nachteile sind aufzuführen:

- Die Rüst- und Zykluszeiten sind vergleichsweise lang.
- Die Verbrauchsmaterialien (Diaphragmen, Dichtungen) sind teuer und die Wartungskosten hoch.
- Durch unkontrolliertes Versagen der Diaphragmen ist die Störanfälligkeit groß.
- Bei größerflächigen Formteilen (z.B. Motorhaube) entstehen durch den notwendigen Konsolidierungsdruck sehr hohe Kräfte, die durch entsprechend dick konstruierte Autoklavenwände abgefangen werden müssen.
- Die Umformgeschwindigkeit ist schlecht regelbar (Pneumatik).
- Die Verwendung von Silikondiaphragmen ruft eine Abbildung der Gewebestruktur auf der Laminatoberfläche hervor (Matrixmigration).
- Bei der Verwendung von Silikondiaphragmen besteht aufgrund der hohen Dehnbarkeit dieses Materials bei seiner gleichzeitigen Dickenabnahme die Gefahr von schlecht reproduzierbarer Formteilgeometrie. Zwei jeweils 1 mm dicke Diaphragmen erlauben bei einem dazwischen befindlichen 1 mm dicken Laminat Abweichungen der vorgegebenen Geometrie um nahezu ± 1 mm.
- Beim nicht-isothermen Verfahren erfolgt die Wärmeabfuhr aus dem Laminat ungleichmäßig. Lediglich eine Seite des Laminates hat über ein Diaphragma Kontakt zum Formwerkzeug, die andere nur zur Druckluft, was die Gefahr von Eigenspannungen und Formteilverzug begünstigt.

Das Diaphragmaverfahren ist insbesondere in der Luftfahrtindustrie als etabliertes Verfahren zu bezeichnen. Seine Anwendung blieb jedoch bislang auf die dort vorzugsweise eingesetzten Hochleistungsthermoplaste beschränkt (z.B. APC-2, ein UD-Kohlenstoffaserverstärktes Polyetherketon von ICI). Neuerdings gibt es jedoch für den Einsatz des Verfahrens unter Verwendung von technischen Thermoplasten (PA, PET) auch in der Automobilindustrie Pläne. Hierfür sind jedoch weitreichende Verbesserungen des Verschleißverhaltens sowie der Kosten für die Diaphragmen und eine erhebliche Verkürzung der Zykluszeit erforderlich.

2.2.3 Hydroformverfahren

Das Hydroformverfahren ist seit den 50er Jahren aus der Metallblechverarbeitung bekannt [12], [62]-[66]. Die ersten Hydroformmaschinen entwickelten die Firmen Cincinnati Milacron und die Hydroforming Company America in den USA [66]. Es wurde Mitte der 80er Jahre erstmals für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste eingesetzt [65]. Nach Bild 2.10

kommt dabei ein aus Ober- und Unterwerkzeug bestehender Aufbau zum Einsatz, wobei das Unterwerkzeug die Gegenform bildet, in bzw. auf die das Laminat abgeformt werden soll. Das Oberwerkzeug besteht aus einer nach unten mittels einer flexiblen Membran (z.B. Silikon-Kautschuk) verschlossenen Kammer, die für die Umformung mit hydraulischem Druck beaufschlagt werden kann. Als Druckmedien kommen Öl und Wasser zum Einsatz. Ist das Laminat auf Werkzeugtemperatur abgekühlt, kann entformt werden, und der Prozeß wiederholt sich. Aufgrund der Auskopplung des Aufheizprozesses ist hier die Abkühlung der zeitbestimmende Faktor des Formgebungsverfahrens. Bei 1 bis 2 mm Wanddicke ergeben sich typischerweise Umform-Taktzeiten von etwa 15 bis 25 s.

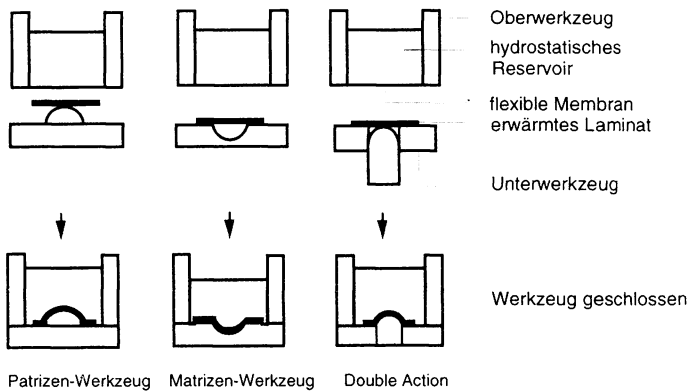


Bild 2.10 Hydroformverfahren [65]

Die Vorteile des Verfahrens lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Die Taktzeiten sind vergleichsweise kurz.
- Gegenüber dem Diaphragmaverfahren sind die Rüstzeiten kürzer und das Verfahren besser automatisierbar. Eine „Verpackung“ des Laminates in Diaphragmen ist unnötig, der Aufheizprozeß kann vom Umformprozeß zeitlich entkoppelt werden.
- Komplexe Formteilgeometrien einschließlich Hinterscheidungen sind möglich.
- Durch die über der Formteiloberfläche gleichmäßige Druckverteilung werden Delaminationen vermieden.
- Die Umformgeschwindigkeit ist besser regelbar als beim Diaphragmaverfahren.
- Einseitig sind sehr gute Formteiloberflächen ohne Abbildungen der Verstärkungstextilien herstellbar (Kontaktfläche Laminat - poliertes Werkzeug).

- Es können Halbzeuge unterschiedlicher Ausgangsdicke verwendet werden. Dies beinhaltet auch Dickenänderungen innerhalb der Halbzeuge. Dekorfolien können mit verpreßt werden.
- Zur Herstellung eines Formteils ist nur eine Formwerkzeughälfte erforderlich.

Als Nachteile müssen demgegenüber benannt werden:

- Es ist eine sehr gute Vorimprägnierung der Halbzeuge notwendig. Eine Nachimprägnierung während des Umformprozesses ist aufgrund der kurzen Zeitspanne über Schmelztemperatur und unter Druck (Sekundenbereich) praktisch unmöglich.
- Durch die Diaphragmaempfindlichkeit ist der Prozess störanfällig.
- Die ungleichmäßige Abkühlung der Laminataußenseiten fördert Eigenspannungen und Bauteilverzug.
- Die infolge der fortschreitenden Materialabkühlung erforderliche hohe Umformgeschwindigkeit erschwert notwendige Umorientierungsvorgänge der Verstärkungsfasern und Verdrängungen der Matrix sowie das Abgleiten einzelner Lagen aufeinander. Sie steigert somit die Gefahr unerwünschter Faltenbildungen und Eigenspannungen.
- Faltenbildungen muß durch zusätzliche äußere Maßnahmen (Niederhalter) entgegenge wirkt werden, eine Stützwirkung durch das einseitig wirkende Diaphragma ist kaum vorhanden.
- Die Reproduzierbarkeit der Formteilgeometrie wird durch die Dehnbarkeit und Nachgiebigkeit der Diaphragmen in Dickenrichtung eingeschränkt.
- Aufgrund der kurzen für die nicht-isotherme Umformung zur Verfügung stehenden Zeit muß die Form unter hohem Druck sehr schnell mit Hydrauliköl gefüllt werden. Die dafür notwendige Hochdruckhydraulik ist teuer.

Mit Hilfe des Hydroformverfahrens wurden in den vergangenen Jahren neben einer Reihe von Prototypen auch bereits Serienteile aus Organoblech hergestellt, u.a. kohlenstoffaserverstärkte Verkleidungen für Flugzeugtriebwerke der Fa. Rolls Royce [65]. ZÜRN [62] erprobte das Verfahren in jüngster Zeit vor dem Hintergrund möglicher Anwendungen für Automobilbauteile. Unter Variation verschiedener Prozeßparameter wurde u.a. deren Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften von Organoblech-Formteilen aus glasgewebeverstärktem Polyester untersucht, die mit Hilfe des Verfahrens in beachtlich kurzen Taktzeiten hergestellt werden konnten. SMILEY [64] hebt jedoch hervor, daß mit dem Hydroformverfahren wegen des erforderlichen aufwendigen und teuren Hochdruck-Hydrauliksystems (typische Drücke 500-1.000 bar) bislang lediglich sehr kleine Bauteile gefertigt werden konnten. Derzeit erscheint dieses Verfahren vor allem wegen der Störanfälligkeit (Diaphragmen) und eingeschränkten Reproduzierbarkeit nur für die Kleinserienfertigung geeignet.

2.2.4 Stempelumformverfahren

Unter dem Oberbegriff Stempelumformverfahren sollen im weiteren Verfahren verstanden werden, deren umformendes Medium aus einem Stempel besteht. Dabei sind aus der Literatur eine Reihe von Verfahrensvarianten bekannt [12], [54], [55], [67], [68]. Grundsätzlich gemein ist allen Varianten, daß mit Hilfe schnell schließender Pressen extrem kurze Umform- und damit Taktzeiten erreicht werden können. Diese bedingen jedoch gleichzeitig eine entsprechend gute Vorimprägnierung der verwendeten Halbzeuge, da eine Nachimprägnierung während bzw. nach der Umformung im geschlossenen Werkzeug ohne prozeßverlängernde Zusatzmaßnahmen (geringere Abkühlraten durch erhöhte Werkzeugtemperatur, höhere Preßdrücke) nicht möglich ist [69], [70]. Die Erwärmung der Lamine erfolgt stets entkoppelt von der Umformung. Somit ist auch bei diesem Verfahren die Abkühlung im geschlossenen Werkzeug der allein zeitbestimmende Prozeßschritt.

Einen möglichen Aufbau des Stempelumformens mit Gummiwerkzeugen (engl. „Rubber Pad Forming“), zeigt Bild 2.11. In der Matrize (hier Oberwerkzeug) befindet sich ein Elastomer, das möglichst gut temperatur- und alterungsbeständig sein muß. Das Unterwerkzeug besteht aus einer metallischen Form, auf die das Organoblech abgeformt werden soll. Das zuvor extern aufgeheizte Laminat wird in einer Presse zwischen Ober- und Unterwerkzeug positioniert. Durch das Schließen der Presse kommt es zur Umformung, indem das hochverformbare Elastomer die Konturen des Unterwerkzeugs annimmt.

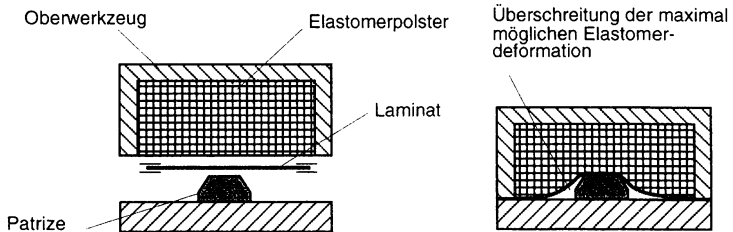


Bild 2.11 „Rubber Pad Forming“

Ein gravierender Nachteil des Verfahrens besteht jedoch darin, daß es -je nach Matrizegeometrie- zu Zonen größerer und kleinerer Verformung des Elastomers kommen kann. Die Formteilgeometrie wird somit durch die maximale lokale Verformbarkeit des verwendeten Elastomers begrenzt. Als sehr vorteilhaft muß jedoch bei dieser Variante hervorgehoben werden, daß gleichzeitig mehrere unterschiedliche oder gleiche Formen mit demselben Oberwerkzeug hergestellt werden können.

Alternativ kommen auch aufeinander abgestimmte Werkzeughälften mit elastomer-beschichteter Matrize bzw. Patrize zum Einsatz (engl. „Shaped Rubber Tool“). Hier ist die Gefahr einer unvollständigen Ausformung in Radien- oder Kantenbereichen zwar verringert, aber keineswegs ausgeschlossen. Bei Verwendung von entsprechend dimensionierten Gummistempeln sind dafür jedoch auch leichte Hinterschneidungen von Formteilen zu realisieren.

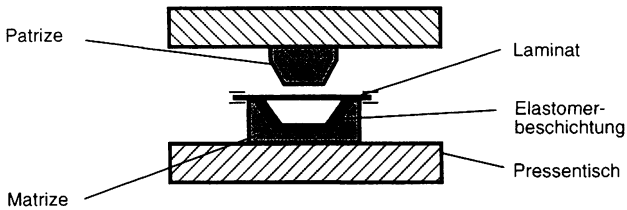


Bild 2.12 Stempelumformen mit beschichtetem Unterwerkzeug („Shaped Rubber Tool“)

Die nennenswerten Vorteile dieser Verfahrensvarianten sind:

- Es sind sehr kurze Taktzeiten erreichbar.
- Lediglich eine Metallwerkzeughälfte muß spanend hergestellt werden. Dadurch vereinfacht sich der Formenbau.
- Vergleichsweise gleichmäßige Druckverteilung über der gesamten Formteiloberfläche, dadurch verminderte Gefahr von unerwünschten Delaminationen.
- Einseitig sind sehr hohe Oberflächenqualitäten erzielbar (Kontaktfläche Laminat-Metallwerkzeug).
- Änderungen der verwendeten Halbzeugdicken einschließlich erwünschter Dicken-sprünge (tailored blanks) sind ohne Werkzeugmodifikationen möglich, umformbedingte Änderungen der Halbzeugdicke stellen sich frei ein.
- Formteilhinterschneidungen sind möglich.
- Durch Verzicht auf dehnbare und somit in ihrer Dicke nicht konstante Diaphragmen ist eine höhere Formteilgenauigkeit erzielbar.
- Die Automatisierbarkeit des Verfahrens ist hoch, der Personalbedarf gering.

Diese Verfahren haben trotz dieser unbestreitbaren Vorteile mehrere Nachteile:

- Die Halbzeuge müssen vollständig vorimprägniert sein.
- Durch den Verzicht auf Diaphragmen existiert keine Stützwirkung gegen Faltenbildungen. Diese müssen durch zusätzliche äußere Maßnahmen vermieden werden (z.B. Niederhalter).

- Die verwendeten Elastomere weisen stets eine sehr begrenzte Haltbarkeit auf. Durch Reibung mit dem Laminat und dessen hoher Temperatur kommt es zur Versprödung und zu Brüchen.
Sekundäreffekt: Hohe Störanfälligkeit und Wartungsintensität des Prozesses.
- Elastomerformen sind schlecht temperierbar. Der Wärmeleitwiderstand ist hoch, die Abfuhr der durch die erwärmten Laminare ständig eingebrachten Wärmemenge unzureichend.
Sekundäreffekte: durch hohe thermische Ausdehnung (Ausdehnungskoeffizient $> 100 \cdot 10^{-6} \text{ mm/K}$) kann es bei beschichteten Werkzeugen zu Verklebungen der Formteile beim Entformen kommen, durch ungleichmäßige Wärmeabfuhr an Ober- und Unterseite der Organobleche besteht die Gefahr von Eigenspannungen.
- Scharfkantige Radien ($< 5 \text{ mm}$) sind immer problematisch, wenn sich auf der Innenseite das Elastomerwerkzeug befindet. Das Elastomer wird durch das „sich den kürzesten Weg suchende“ Laminat verdrängt. Die Folgen sind Formungenaugigkeit und schlechte Reproduzierbarkeit.

Stempelumformverfahren mit Gummiwerkzeugen sind heute für kleine Serien in der Luftfahrt Stand der Technik, wo insbesondere aus glas- und kohlenstoffgewebeverstärktem Polyetherimid Wand- und Bodensegmente hergestellt werden [26]. Die o.a. Nachteile können dort wegen des geringen Materialdurchsatzes weitgehend unberücksichtigt bleiben. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen unterstreichen jedoch die Bedeutung der genannten Punkte unter Großserienbedingungen [68].

Das Stempelumformen mit aufeinander abgestimmten Metallwerkzeugen (engl. „Matched Metal Molding“) nach Bild 2.13 soll diese Nachteile überwinden. Zweckmäßigerweise verfügen diese über Heiz-/Kühlbohrungen, um eine möglichst gleichbleibende Temperatur trotz des instationären Wärmeeintrags durch die erwärmten Organobleche sicherzustellen. Der Verfahrensablauf bleibt gegenüber den oben beschriebenen Varianten unverändert.

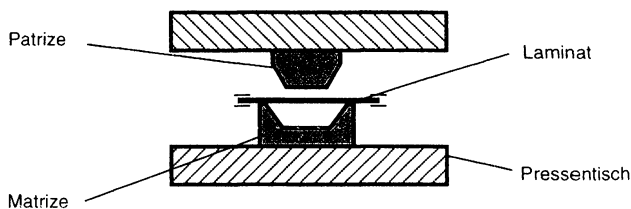


Bild 2.13 Umformen mit Metallwerkzeugen (Matched Metal Molding)

Die Variante mit abgestimmten Metallwerkzeugen weist folgende Vorteile auf:

- Extrem kurze Taktzeiten sind erreichbar.
- Auch kleine Radien (< 5 mm) sind exakt abformbar
- Die Formteilaußenflächen sind geometrisch genau definiert (sehr hohe Reproduzierbarkeit der Formteilgenauigkeit).
- Hohe Werkzeugstandzeit. Geringe Störanfälligkeit, keine Verschleißteile.
- Gute Temperierbarkeit der Werkzeuge.
Sekundäreffekte:
die Abkühlraten sind definiert steuerbar,
eine gleichmäßige Abkühlung von Laminatober- und unterseite ist möglich, dadurch vermindert sich die Gefahr von Eigenspannungen,
kein „Verklemmen“ der Formteile beim Entformen wie bei Gummiwerkzeugen.

Demgegenüber bestehen folgende Nachteile:

- Die Halbzeuge müssen vollständig vorimprägniert sein.
- Organobleche sind Halbzeuge mit hohem Faservolumengehalt und daher in Dickenrichtung praktisch inkompressibel [70]. Es können daher nur Halbzeuge mit eng tolerierter Ausgangsdicke verwendet werden. Dickenänderungen der Halbzeuge würden neu angepasste Preßwerkzeuge erfordern, insbesondere bei hohen Anforderungen an die Oberflächenqualität. Die Flexibilität des Prozesses wird dadurch eingeschränkt.
- Zur Vermeidung von lokalen Delaminationen ist der Preßspalt der Dickenverteilung der Formteile möglichst genau anzupassen. Voraussetzung für CNC-hergestellte Werkzeuge ist eine funktionierende FE-basierte Umformsimulation. Derzeit ist dies noch nicht Stand der Technik.
- Faltenbildungen müssen durch spezielle Zusatzmaßnahmen (Niederhalter) vermieden werden.
- An steilen Flanken besteht bei unzureichendem Druck normal zur Formteilebene die Gefahr von Delaminationen.
- Hinterschneidungen können verglichen mit Elastomerwerkzeugen nur mit erheblich größerem Aufwand realisiert werden.
- Es sind hohe Investitionskosten für Werkzeuge erforderlich.

Das Stempelumformen mit Metallwerkzeugen ist bisher nur für kleine Formteile Stand der Technik, bei denen die Formwerkzeuge nachträglich hinsichtlich eines angepassten Preßspalts aufeinander abgestimmt wurden. Hergestellt werden mit dieser Technologie derzeit Feuerwehrlinien für das Land Sachsen [71]. Komplexere Bauteile befinden sich insbesondere auf-

grund der Faltenbildungsproblematik noch im Entwicklungsstadium. Hinsichtlich seiner Großserientauglichkeit ist das Verfahren wegen der sehr kurzen Taktzeiten (hohe Automatisierbarkeit sowie kurzer, die Formzeit bestimmender Abkühlschritt) und der hohen Werkzeugstandzeit nach übereinstimmenden Angaben im Schrifttum das mit Abstand am besten geeignete Verfahren [36], [44], [48]-[50]. Für den Durchbruch bei der Etablierung des Verfahrens in einer Großserie fehlt es derzeit u.a. noch an zuverlässig arbeitenden Simulationsprogrammen, welche für beliebige Formteilgeometrien die sich nach der Umformung einstellende Formteildickenverteilung prognostizieren (Werkzeugbau). Verfahrenstechnisch wird zudem derzeit nicht die für eine falten- und verzugsfreie Abformung erforderliche Niederhaltetechnik beherrscht. Zu dem letztgenannten Punkt soll diese Arbeit einen wichtigen Beitrag leisten.

Eine vergleichende qualitative Einordnung hinsichtlich erreichbarer Formteilqualität, Geometrie-Komplexität und Wirtschaftlichkeit der vorgestellten Verfahren wird mit Bild 2.14 ermöglicht. Präzisere Bewertungen müssen mit Hilfe bauteilspezifischer Nutzwertanalysen und Stückkostenrechnungen vorgenommen werden.

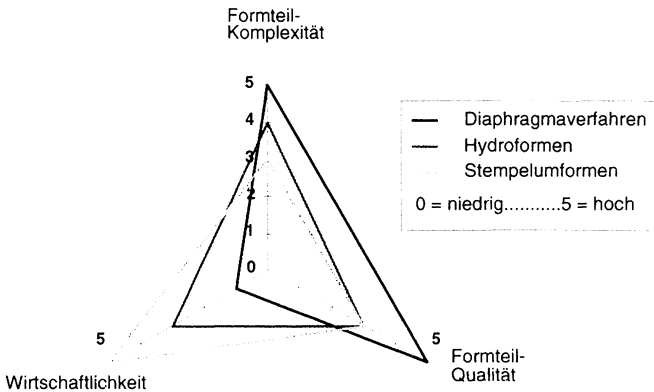


Bild 2.14 Qualitativer Vergleich unterschiedlicher Formgebungsverfahren für Organobleche

3 Umformen gewebeverstärkter Thermoplaste

3.1 Umformvorgänge

In der Literatur werden häufig 5 verschiedene Deformationsprozesse für kontinuierlich faserverstärkte Thermoplaste benannt: Inter- und intralaminare Gleiten, interlaminares Rotieren, Faserquerverschiebung und Matrixpenetration [49], [59], [72]. Diese beziehen sich jedoch zumeist nur auf mehrlagige, unidirektional verstärkte Systeme. Im folgenden sollen daher die für die Umformung gewebeverstärkter Thermoplaste wichtigsten Abläufe kurz definiert werden.

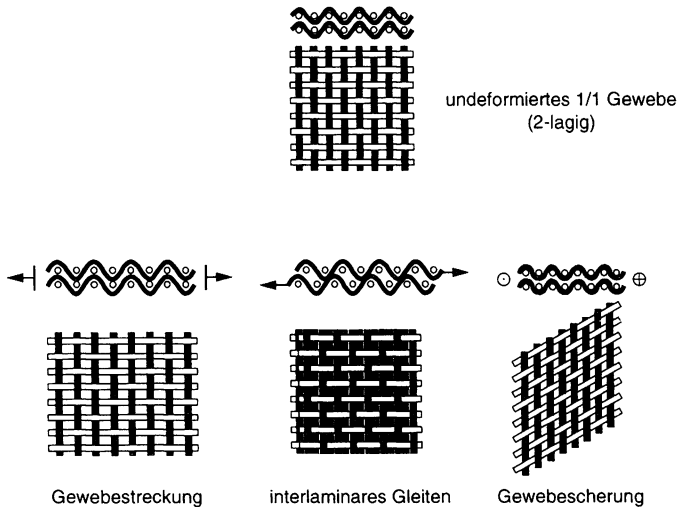


Bild 3.1 Makroskopische Umformvorgänge bei gewebeverstärkten Thermoplasten

Bild 3.1 zeigt die wesentlichen makroskopischen Verformungen der Verstärkungsgewebe. Bei der Gewebestreckung handelt es sich nicht um eine Dehnung der Filamente. Dehnungen treten bei den in dieser Arbeit betrachteten Glas- und Kohlenstoffasergeweben erst bei sehr großen Kräften auf, die bei der Umformung von Organoblechen unerwünscht sind. Vielmehr handelt es sich um eine Verminderung der Welligkeit, d.h. die Amplitude der sinusförmigen gegenseitigen Umschlingung von Kett- und Schußfäden nimmt ab. Dabei nimmt die Fläche des Gewebes geringfügig zu. Beim interlaminaren Gleiten handelt es sich um eine translatorische Relativbewegung einzelner Gewebelagen gegeneinander. Für zweidimensionale Umformungen (Biegen,

Abkanten, Wölben, Rollen) ist dies der wesentliche Deformationsvorgang. Die Gewebescherung bedeutet eine gegenläufige Rotation von Kett- und Schußfäden. Sie bewirkt dabei eine Abnahme der Gewebefläche bei gleichzeitiger Zunahme der Dicke und ist charakteristisch für die dreidimensionale Umformung. Die Rotation von Gewebelagen aufeinander spielt für die Umformung dünnwandiger Lamine eine untergeordnete Rolle und soll deswegen hier nicht gesondert behandelt werden.

Über diese makroskopischen Deformationen hinaus sind auch mikroskopische Vorgänge von Bedeutung, Bild 3.2. So sind die aus einer Vielzahl von Einzelfilamenten aufgebauten Fäden durch die Einwirkung äußerer Kräfte deformierbar. Ebenso kann es bei entsprechenden Druckgefällen (z.B. durch Verschiebungen von Fäden oder Veränderungen der Rovinggeometrie) während der Umformung zu Fließvorgängen der Matrix kommen. Durch beide Vorgänge sind geringfügige, jedoch meßbare lokale Änderungen der Bauteildicke sowie Veränderungen der Oberflächentopographie möglich [70].

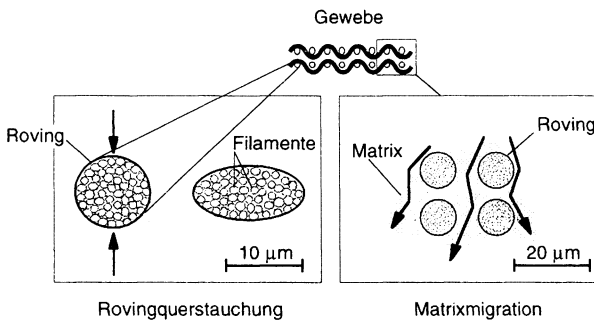


Bild 3.2 Mikroskopische Umformmechanismen gewebeverstärkter Thermoplaste

JEHRKE [49] trifft eine wichtige Unterscheidung zwischen Drapierbarkeit und Umformbarkeit eines imprägnierten Gewebes. Während sich Drapierbarkeit auf die Fähigkeit des reinen Gewebes beschränkt, sich einer vorgegebenen Geometrie faltenfrei anzupassen, bezieht sich die Umformbarkeit stets auf das imprägnierte Gewebe. Dieses wird in seinem Verhalten zusätzlich von dem Widerstand der viskosen thermoplastischen Matrix eingeschränkt. Drapierbarkeit ist also eine notwendige, jedoch nicht hinreichende Bedingung für die Umformbarkeit eines gewebeverstärkten Thermoplastes.

3.2 Gewebestreckung

3.2.1 Definitionen

Die Gewebestreckung ist, wie Bild 3.3 verdeutlicht, von einer Reihe unterschiedlicher Faktoren abhängig:

- Gewebematerial (Biegesteifigkeit der Filamente),
- Anzahl der Filamente pro Faden (Fadendicke),
- Anzahl der Abbindepunkte (Bindungsart),
- Fadendichte (Anzahl der Fäden pro cm),
- Gewebedicke.

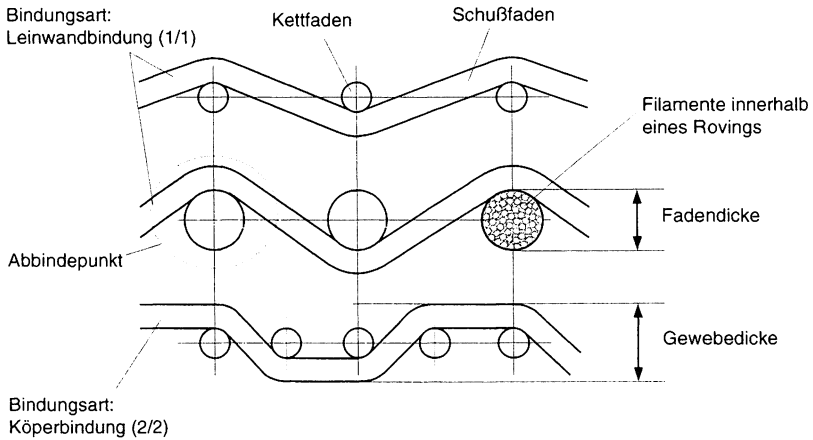


Bild 3.3 Einfluß geometrischer Parameter auf die Faden-Krümmung (schematisch) in Anlehnung an [73]

3.2.2 Experimentelle Untersuchungen zur Abschätzung des Einflusses der Gewebestreckung auf die Umformbarkeit von Organoblechen

Zur Abschätzung des Einflusses der Gewebestreckung werden eine Reihe von Versuchen auf einer Zwick-Universalprüfmaschine des Typs 1445 durchgeführt. Eine Übersicht der Eigenschaften der untersuchten Gewebe zeigt Tabelle 3.1.

Tabelle 3.1 Zur Gewebestreckung untersuchte Gewebe (Herstellerangaben)

Nr.	Bindung	Material	Fadendichte		Flächengewicht g/m ²	Dicke mm	Hersteller
			Kett	Schuß			
1	1/1	Glas	6	5,3	345	0,4	Interglas
2	2/2	Glas	7	7	295	0,3	Interglas
3	2/2	Glas	12	12	167	0,25	Texto-Glass
4	1/4	Glas	13	13	294	0,3	Verseidag
5	1/1	Kohlenst.	4,5	4,5	350	0,4	Cramer
6	2/2	Kohlenst.	5	5	204	0,3	Cramer
7	1/7	Kohlenst.	7	7	258	0,4	Cramer

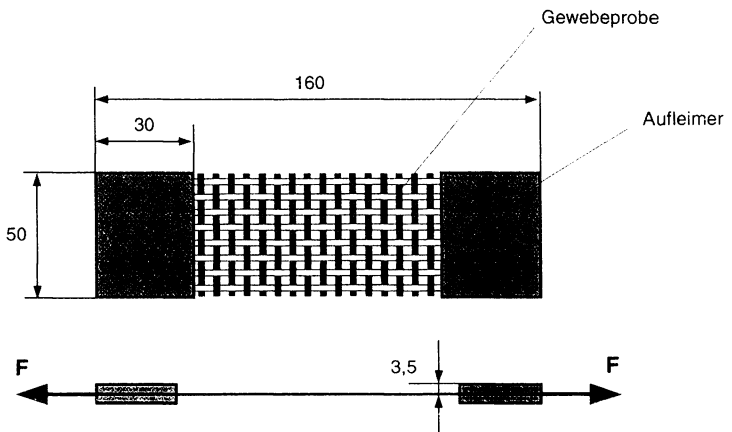


Bild 3.4 Probengeometrie zur Ermittlung der Gewebestreckung auf der Zugprüfmaschine

In Anlehnung an DIN 53857 werden dazu Gewebeproben von 100 mm Länge verwendet. Abweichend von der Norm beträgt die Probenbreite zur Verminderung von Randeffekten nicht 20 mm sondern 50 mm. Die Proben werden mit Aufleimern versehen (Bild 3.4) und nach Applikation einer Vorkraft mit einer Prüfgeschwindigkeit von 1mm/min bis zum Versagen unter Aufzeichnung der gemessenen Kraft gedehnt.

Die dabei gewonnenen Verlaufskurven der Kraft über dem Weg lassen sich in 2 Bereiche einteilen, Bild 3.5. In einem ersten Bereich kommt es zunächst zu einer Längung des Gewebes mit vergleichsweise geringer Kraftanstiegsrate. In diesem Abschnitt erfolgt die Gewebestreckung. Nach einem Übergangsbereich kommt es zu einem deutlichen Anstieg der Zugkraft; nun erfolgt eine Dehnung der Verstärkungsfilamente. Der Übergangsbereich zwischen Streckung und Dehnung ist fließend. Zur besseren Vergleichbarkeit aller geprüften Gewebe wird die Streckung daher bei einer genau definierten Zugkraft (50 N) bestimmt.

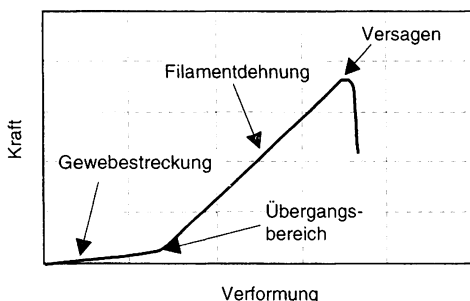


Bild 3.5 Schematische Darstellung eines typischen Kraft-Weg-Verlaufs bei der Zugprüfung von Verstärkungsgeweben

Die Meßergebnisse für die untersuchten Glasfasergewebe zeigt Bild 3.6. Dabei fällt auf, daß die ermittelten Streckungen mit $< 1\%$ sehr klein sind. Alle Gewebe haben in Kett- und Schußrichtung jeweils unterschiedliche Streckungen erfahren. Dies kann bei den Gewebetypen Nr. 2 - Nr. 4 nicht auf eine in Kett- und Schußrichtung unterschiedliche Fadendichte zurückgeführt werden.

Während des Webprozesses bei der Herstellung der Gewebe stehen die Kettfäden unter einer höheren Vorspannung (Prozeßrichtung) als die senkrecht dazu eingetragenen Schußfäden, Bild 3.7. Dadurch weisen die Schußfäden hier eine deutlich größere Amplitude auf, was sich in den höheren Meßwerten für die Gewebestreckung auswirkt.

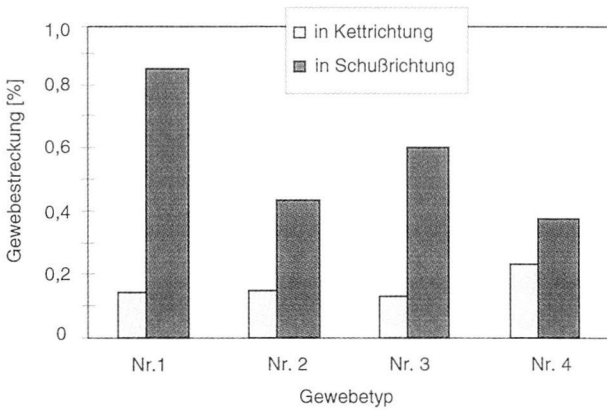


Bild 3.6 Gewebestreckung der untersuchten Glasfasergewebe (Mittelwerte aus 5 Messungen, Streuung < 5 % der Meßwerte)

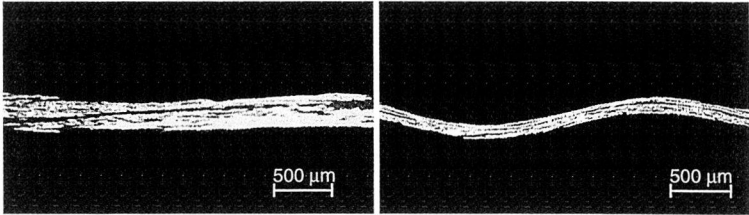


Bild 3.7 Vergleich der Amplituden von Kett- und Schußfäden: minimal in Kett-, jedoch deutlich ausgeprägt in Schußrichtung.

Dieses Phänomen kann bei den untersuchten Kohlenstoffasergeweben nicht beobachtet werden. Aufgrund ihrer höheren Eigensteifigkeit weisen Kett- und Schußfäden nahezu gleiche Amplituden auf. Die gemittelten Meßwerte für die Gewebestreckung der Kohlenstoffasergewebe sind in Bild 3.8 zusammengefaßt.

Eine eindeutige Korrelation ergibt sich bei der Gegenüberstellung von Gewebestreckung und Abbindepunkten (die Anzahl der Abbindepunkte pro 100 mm Gewebelänge ergibt sich dabei aus der 10-fachen Fadenzahl bezogen auf die Bindungszahl). Der Einfluß der Gewebedicke scheint bei den hier betrachteten Typen dagegen vernachlässigbar gering.

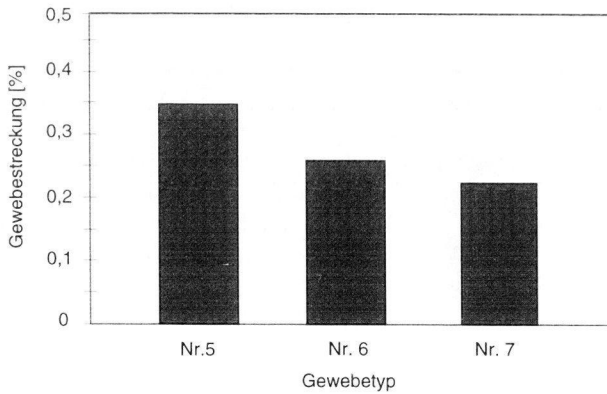


Bild 3.8 Gewebestreckung der untersuchten Kohlenstoffasergewebe (Mittelwerte aus 5 Messungen, Streuung < 5 % der Meßwerte)

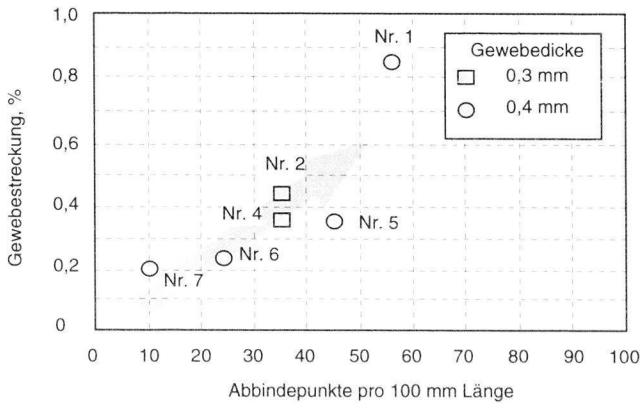


Bild 3.9 Gewebestreckung (Schußrichtung) in Abhängigkeit der Abbindepunkte

Die systematische Untersuchung hinsichtlich eines mathematischen Zusammenhangs ist von rein textiltechnischem Interesse und in dieser Arbeit aufgrund des geringen Einflusses auf die Umformbarkeit von Organoblechen nicht erfolgt.

Zusammenfassend können hinsichtlich der Gewebestreckung folgende Aussagen getroffen werden:

- Die für eine Gewebestreckung erforderlichen Spannungen sind gering. Sie liegen bei nur etwa 2% der Bruchspannung, so daß bei einer Organoblech-Umformung prinzipiell mit Gewebestreckung zu rechnen ist.
- Die Gewebestreckung ist maßgeblich von der Anzahl der Abbindepunkte und somit bei gegebener Fadenzahl und Fadendicke auch von der Bindungsart abhängig. Prinzipiell weisen daher leinwandbindige Gewebe höhere Streckungen auf als atlasbindige.
- Die gemessenen Werte der Gewebestreckung sind mit unter 1 % der Gesamtlänge sehr gering. Dies wird auch durch die von HÖRSTING [73] vorgenommenen Untersuchungen bestätigt. Dadurch ergibt sich ein vernachlässigbarer geometrischer Einfluß auf die Umformbarkeit von Organoblechen.

3.3 Interlaminares Gleiten und Bauteilverzug

Das interlaminares Gleiten kontinuierlich faserverstärkter Thermoplaste war in den vergangenen Jahren Gegenstand zahlreicher wissenschaftlicher Untersuchungen. Es handelt sich dabei um einen für die Umformung von Organoblechen sehr wichtigen Vorgang. Negative Merkmale bei Behinderung des interlaminaren Gleitens durch die äußeren Bedingungen während der Umformung sind (vgl. Bild 2.7):

- Faserwelligkeiten
- Faserknicken
- Delaminationen
- Knickfalten
- Springwinkel
- Bauteilverzug

Dies betrifft auch zweidimensional umgeformte Bauteile. Bei allen genannten Merkmalen ist außerdem mit einer Beeinträchtigung der lokalen Bauteilfestigkeit und Bauteilsteifigkeit zu rechnen.

SCHERER [72] untersuchte vor dem Hintergrund einer theoretischen Modellierung zur Beschreibung des Zwischenlagenabgleitens mit Auszugsversuchen einzelner Lagen den Ein-

fluß unterschiedlicher Umformbedingungen wie Auszugsgeschwindigkeit, Temperatur und Lagenaufbau auf das interlaminares Gleiten bei CF/PP und GF/PP-Laminaten bzw. die Auswirkungen bei dessen Behinderung. Hierzu zählten insbesondere Faserknicken und Faserwellen. Für einfache Geometrien (Sinus, Winkel, Halbkugel) wurden anhand der Ergebnisse optimale Prozeßfenster definiert, innerhalb derer mit einem vollständigen Abbau der durch die Umformung in das Laminat eingeleiteten Kräfte durch Zwischenlagenabgleiten zu rechnen war. Die Untersuchungen beschränkten sich jedoch auf isotherme Umformverfahren. HOU [48] beschreibt in seiner Arbeit Springwinkel effekte unidirektional- und gewebeverstärkter Lamine beim nicht-isothermen Stempelumformen. Diese werden nicht allein auf die Behinderung interlaminares Abgleitvorgänge zurückgeführt, sondern auch auf das stark anisotrope thermische Ausdehnungsverhalten der Lamine. Dazu wird eine Beziehung entwickelt, mit deren Hilfe Winkeländerungen in Abhängigkeit von Umform- und Entformungstemperatur berechnet werden können. JEHRKE [49] untersuchte vor allem den Einfluß von Werkzeugtemperatur und Werkzeug-Wärmeleitfähigkeit auf den Verzug von zweidimensionalen Bauteilen aus gewebeverstärktem Polyamid bzw. Polypropylen. Mit höherer Werkzeugtemperatur bzw. geringerer Wärmeleitfähigkeit der Werkzeuge wurde eine Abnahme des Verzugs beobachtet.

Nur unzureichend untersucht worden ist bisher jedoch der Einfluß unterschiedlicher Umformbedingungen bei gewebeverstärkten Laminaten unter Einbezug äußerer Vorpannungen auf den eigenspannungsbedingten Bauteilverzug. Mit den im folgenden beschriebenen Versuchen und einer rein phänomenologischen Betrachtungsweise der interlaminares Abgleitvorgänge soll daher vor allem das Verständnis für die Wirkungsweise von Werkzeugsystemen erarbeitet werden, mit deren Hilfe während der Formgebung zusätzlich Spannungen eingeleitet werden können, um etwaigen Bauteilverzug zu minimieren.

Die Versuche werden mit 4-lagig glasgewebeverstärktem Polyamid 12 durchgeführt, das zuvor auf der Doppelbandpresse nach Bild 2.4 vollständig imprägniert und konsolidiert wird. Die Daten der Matrix-, Gewebe- und Halbzeugeigenschaften sind Tabelle 3.2-Tabelle 3.4 zu entnehmen.

Tabelle 3.2 Matriceigenschaften

Eigenschaft	Polyamid 12
Hersteller	Hüls
Molekulargewicht (g/mol)	25.000
Dichte (g/cm ³)	1,02
E-Modul (GPa)	1,6
Zugfestigkeit (MPa)	45

Fortsetzung Tabelle 3.2 Matriceigenschaften

Eigenschaft	Polyamid 12
Kristallinität (%)	35
Glasübergangstemperatur (°C)	43
Schmelztemperatur (°C)	178

Tabelle 3.3 Gewebeeigenschaften

Eigenschaft	Glasgewebe
Hersteller	Verseidag
Handelsbezeichnung	W2440
Bindungsart	Köper 2/2
Flächengewicht (g/m ²)	390
Fadenzahl Kette (Fäden/cm)	6
Fadenzahl Schuß (Fäden/cm)	6,7
Dicke einer Lage (mm)	0,45
Verstärkungsverhältnis (-)	0,89

Tabelle 3.4 Halbzeugeigenschaften

Eigenschaft	Organoblech
Hersteller	IVW
Faservolumengehalt (%)	50
Anzahl der Lagen (-)	4
Dicke (mm)	1,4
Dichte (g/cm ³)	1,8

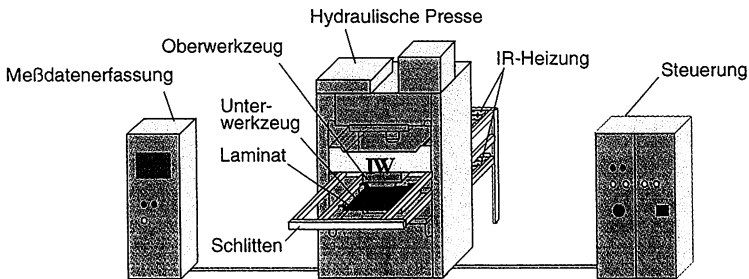
Die flächigen Halbzeuge werden zunächst in einem Transportschlitten pneumatisch an den 4 Ecken eingespannt und in einem Infrarotstrahlerfeld beidseitig auf 220 °C erwärmt Bild 3.10. Die Temperatur wird dabei an Ober- und Unterseite mittels Ni-Cr-Ni-Thermoelementen erfaßt. Bei Erreichen der Temperatur erfolgt ein automatischer Transport in eine hydraulische Presse. Ist das erweichte Material zwischen Ober- und Unterwerkzeug positioniert, schließt die Presse. Dabei werden die pneumatischen Klemmen im Transportschlitten gelöst. Gleichzeitig wird das Laminat von einem Niederhalter erfaßt, der es vor der Umformung durch das Oberwerkzeug

entlang der Außenkontur des Unterwerkzeugs einklemmt. Nach der Umformung wird im geschlossenen und über Öl temperierten Aluminium-Werkzeug ein Druck appliziert, bis das Formteil auf Werkzeugtemperatur abgekühlt ist. Anschließend öffnet die Presse, und das konsolidierte Formteil kann entnommen werden. Die Prozeßdaten werden on-line von einem Rechner erfaßt und gespeichert:

- Laminattemperatur während Aufheizung, Transport, Umformung und Abkühlung,
- Werkzeugtemperatur an Ober- und Unterwerkzeug,
- Geschwindigkeit des Transportschlittens,
- Schließ- und Umformgeschwindigkeit der Presse,
- Preßdruck.

Zusätzlich wird die jeweilige Einstellung des Niederhalters protokolliert. Einen typischen Verlauf der Laminattemperatur, der Umformgeschwindigkeit und des Preßdrucks zeigt Bild 3.11.

Für die praktische Übertragbarkeit der Ergebnisse werden die Versuche an einem dreidimensionalen Formteil durchgeführt. Es handelt sich dabei um eine Kofferhalbschale, Bild 3.12. Durch die komplexe Geometrie verfügt dieses Formteil über eine hohe Bauteilsteifigkeit. Zur Ermittlung des Einflusses unterschiedlicher Umformbedingungen werden aus dem Bodenbereich dieser Halbschalen mittels einer Diamantsäge rechteckige Proben entnommen (380 mm x 25 mm). Dabei wird ein Teil der Eigenspannungen durch eine Verformung dieser Proben freigesetzt. Als Maß für die Eigenspannungen können dann die Durchbiegungen ermittelt und protokolliert werden.



IR-Heizung:	80	kW
Laminattemperatur:	220	°C
Umformgeschwindigkeit:	10-40	mm/s
Druck:	3	MPa
Werkzeugtemperatur:	25 - 150	°C

Bild 3.10 Stempelumformanlage und Prozeßparameter

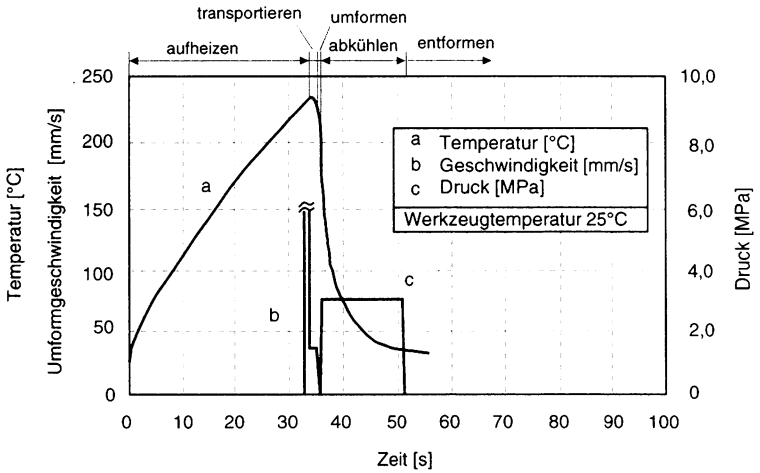


Bild 3.11 Typischer Temperatur- und Druckverlauf einer Organoblech-Umformung (Laminatdicke 1,4 mm, Umformgeschwindigkeit 40 mm/s)

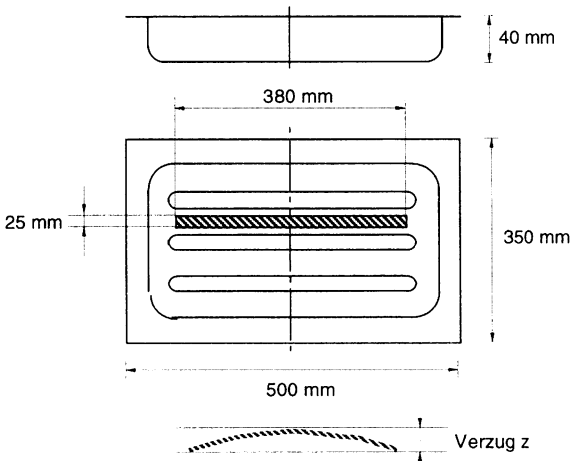


Bild 3.12 Lage und Abmessungen der Proben aus einer Kofferhalbschale zur Bestimmung von Eigenspannungen und Probenverzug

Folgende Parameter werden variiert:

- Werkzeugtemperatur: 25 °C, 100 °C, 150 °C
- Umformgeschwindigkeit: 10 mm/s, 20 mm/s, 30 mm/s, 40 mm/s
- Niederhaltekraft: 0 kN, 1 kN, 2 kN, 3kN
- Niederhaltertyp: flächig, segmentiert

Der flächige Niederhalter besteht aus Aluminium und klemmt das Laminat über dem gesamten Bauteilumfang ein. Die Auflageflächen aller 4 Seiten sind gleich groß, um somit über dem Umfang möglichst gleichmäßige Zugspannungen einzuleiten. Diese Zugspannungen sind eine Reaktion auf die durch das Oberwerkzeug eingeleitete Umformkraft und eine Funktion der normal zur Niederhaltefläche wirkenden Niederhaltekraft, dem Reibbeiwert Laminat-Werkzeug und der Durchzugsgeschwindigkeit. Zur Abschätzung der aus der Niederhaltekraft resultierenden Zugspannungen werden Reibversuche durchgeführt und mit Literaturwerten verglichen, vgl. Abschnitt 3.6.

Der segmentierte Niederhalter besteht aus einer Anzahl von paarweise übereinander angeordneten Rollen, die über den Umfang des Werkzeuges verteilt sind, Bild 3.13. Das Laminat wird zwischen je einer oberen und einer unteren Rolle eingeklemmt. Die Oberflächen der Rollen sind gerändelt, so daß ein Formschluß mit dem Organoblech entsteht. Beim Einzug in die Form während des Umformprozesses muß das Laminat nun den Drehwiderstand der Rollen überwinden. Dieser kann über die reibungsbehaftete, konische Lagerung der Rollen eingestellt werden. Dazu wird eine Stellschraube benutzt, mit deren Hilfe die Lagerung über Drehmomentschlüssel definiert vorgespannt werden kann. Bei einer solchen Voreinstellung kann der Drehwiderstand der Rollen und damit die in das Laminat eingeleitete Zugspannung auch über die Erhöhung der Normalkraft eingestellt werden. Dazu werden Pneumatikzylinder benutzt, die über ein Proportional-Druckventil mittels Potentiometer elektrisch angesteuert werden.

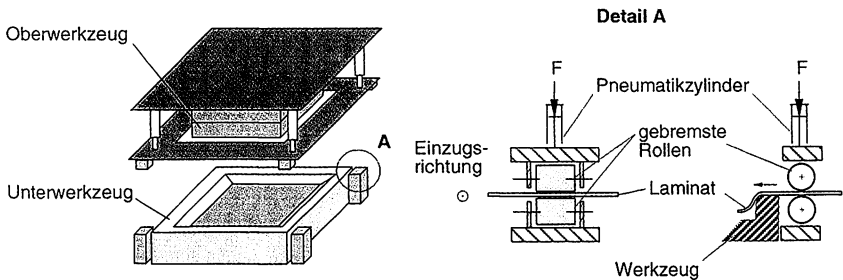


Bild 3.13 Rollen-Niederhalter

Bild 3.14 zeigt den Verlauf der Laminattemperaturen bei Variation der Werkzeugtemperatur. Preßdruck, Preßzeit und Umformgeschwindigkeit sind konstant. Man erkennt, daß eine Preßzeit von jeweils 15 s ausreichend ist, um das Formteil auf Werkzeugtemperatur abzukühlen. Die Abkühlraten unterscheiden sich dabei stark voneinander. Über die Abkühldauer gemittelt ergeben sich:

- Werkzeugtemperatur 150 °C: ca. 5 °C/s
- Werkzeugtemperatur 100 °C: ca. 7 °C/s
- Werkzeugtemperatur 25 °C: ca. 13 °C/s

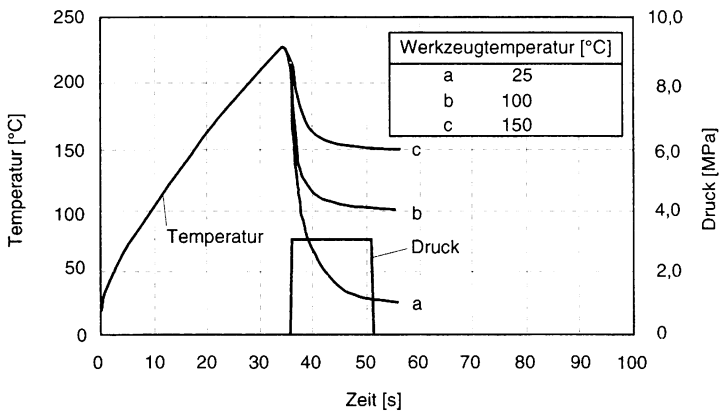


Bild 3.14 Organoblech-Temperatur während der Stempelumformung für unterschiedliche Werkzeugtemperaturen (Laminatdicke 1,4 mm, Umformgeschwindigkeit 40 mm/s)

Dies sind jedoch lediglich Mittelwerte. In der Realität sind die Abkühlraten vom treibenden Temperaturgefälle und somit aufgrund der instationären Wärmeleitvorgänge von der Zeit abhängig. Bild 3.15 zeigt die Abkühlrate bezogen auf Zeitinkremente von 0,1 s in Abhängigkeit der Abkühlzeit für eine Umformung mit 25 °C Werkzeugtemperatur.

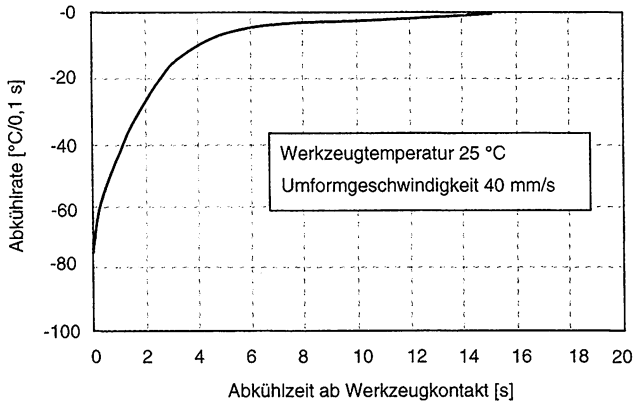


Bild 3.15 Zeitabhängige Abkühlrate (Laminatdicke 1,4 mm)

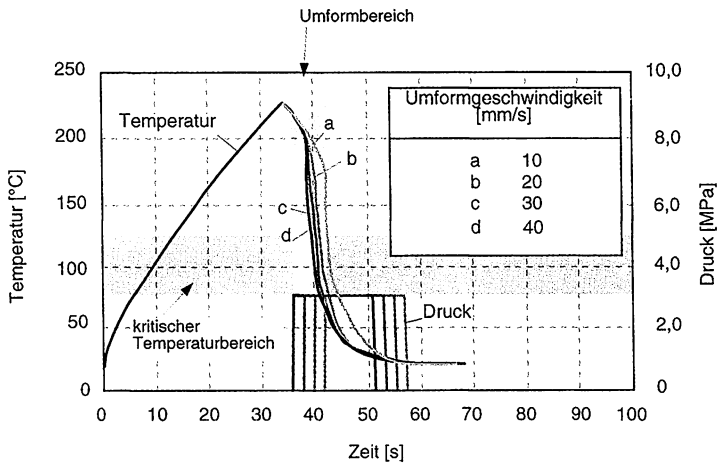


Bild 3.16 Organoblech-Temperatur während der Stempelumformung für unterschiedliche Umformgeschwindigkeiten (Laminatdicke 1,4 mm).

Die Berechnung des Kurvenverlaufes erfolgte durch Polynominterpolation der Temperaturkurve und Differentiation nach der Zeit. Bezogen auf ein Zeitinkrement von 0,1 s wird das

Material bei Werkzeugkontakt um nahezu 80 °C abgekühlt. Auf kleinere Zeitinkremente bezogen ergeben sich anfänglich in oberflächennahen Materialschichten noch höhere Werte. Dabei ist der Verlauf der Abkühlung aber auch davon abhängig, ob lediglich der Stempel (das Oberwerkzeug) Kontakt zum Laminat hat oder das Formwerkzeug unter Druck völlig geschlossen ist. Dies ist insbesondere bei langsameren Umformgeschwindigkeiten von Bedeutung, da hierbei das Material erst zu späteren Zeitpunkten bestimmte kritische Temperaturen unterschreitet, Bild 3.16. Als kritisch muß die Materialtemperatur dann betrachtet werden, wenn größere Bereiche des Polyamids bereits wieder kristallisieren. Dies ist mit einer Zunahme des Verformungswiderstandes und somit einer Behinderung von Umformvorgängen verbunden. Die Temperaturschwelle, ab der die Rekristallisation einsetzt, ist dabei wiederum abhängig von der Abkühlrate. Wird das Material unendlich langsam abgekühlt, so ist die Rekristallisationstemperatur gleich der Schmelztemperatur. Wird schnell abgekühlt, fällt die Rekristallisationstemperatur (unterkühlte Schmelze) und der Werkstoff ist über einen weiten Temperaturbereich noch verformbar. Bild 3.17 zeigt die Absenkung des Rekristallisationsbereiches bei einer DSC-Messung der untersuchten Polyamid 12-Matrix bei einer mittleren Abkühlrate von 100 °C/min. Die Rekristallisation setzt bei dieser Messung erst ab einer Temperatur von etwa 110°C ein. Eine schnellere Abkühlung, wie sie in oberflächennahen Laminatbereichen zu Beginn der Umformung der Realität entspricht, kann mit dem zur Verfügung stehenden Meßgerät nicht nachvollzogen werden. In Tabelle 3.5 sind die bei unterschiedlichen Abkühlraten ermittelten DSC-Meßwerte für glasfaserverstärktes Polypropylen sowie glas- und kohlenstoffaserverstärktes Polyamid 12 zusammengefaßt.

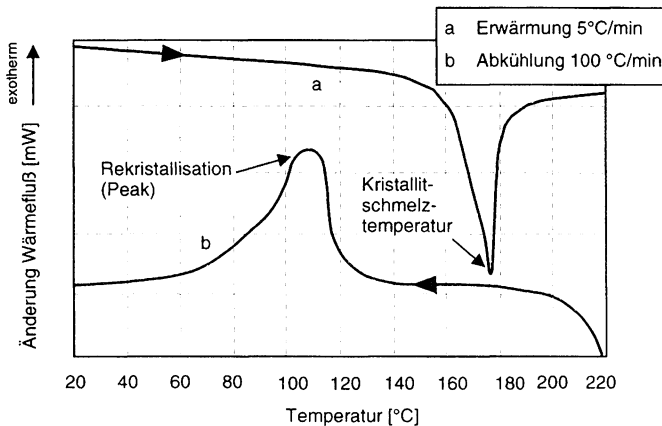


Bild 3.17 DSC-Bestimmung von Kristallitschmelztemperatur und Rekristallisationsbereich für Polyamid 12

Tabelle 3.5 DSC-Meßwerte des Rekristallisations-Peak bei unterschiedlichen Abkühlraten

Abkühlrate [°C/min]	GF/PP [°C]	GF/PA12 [°C]	CF/PA12 [°C]
10	115	154	148
20	108	149	140
100	78	110	70

Dabei fällt auf, daß die Rekristallisationstemperatur der verwendeten Polyamid 12 Matrix auch von der Art und der Oberflächenbehandlung der Verstärkungsfasern abhängt. Obwohl Kohlenstofffasern normalerweise die heterogene Keimbildung begünstigen [55] liegen die Meßwerte hier alle unterhalb der korrespondierenden Werte des glasfaserverstärkten Polyamids. Dies kann auf die Epoxidsschichte der Kohlenstofffasern zurückgeführt werden. Das Phänomen der unterkühlten Schmelze ist nicht nur für interlaminares Schervorgänge, sondern für alle o.a. Umformvorgänge von Bedeutung, da die thermoplastische Matrix nur oberhalb dieses kritischen Temperaturbereiches eine Änderung der ursprünglichen Anordnung und Ausrichtung einzelner Verstärkungsfilamente und ganzer Lagen zuläßt (vgl. Abschnitt 3.4).

Bild 3.18 zeigt den Zusammenhang zwischen den Meßwerten für die Durchbiegung der Bodenproben und der applizierten Niederhaltekraft für den flächigen Niederhalter.

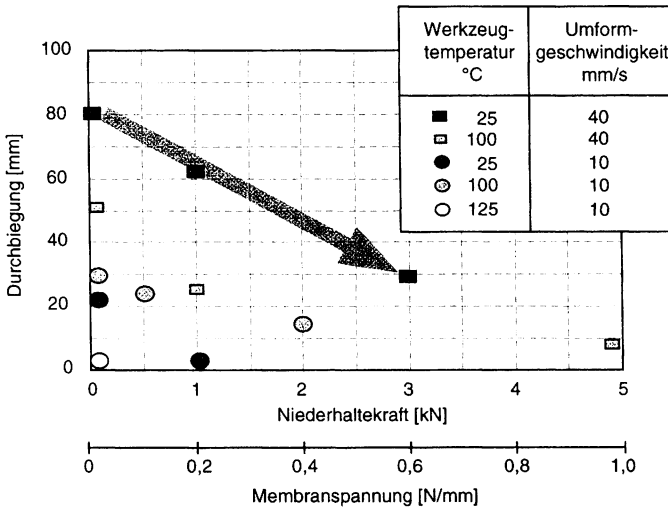


Bild 3.18 Verzug als Funktion eingeleiteter Niederhaltekraft bzw. Membranspannungen beim flächigen Niederhalter

Dabei ist jedoch zu beachten, daß es im Flanschbereich des Formteils, also in der Auflagefläche des Niederhalters, zu Materialaufdickungen infolge von Gewebescherbverformungen kommt (vgl. Abschnitt 3.4). An diesen Stellen wirkt eine erhöhte Niederhaltekraft. Somit kann bei diesem System nicht von einer über dem Umfang gleichmäßigen Einleitung von Membranspannungen in das Halbzeug ausgegangen werden. Tendenziell kann aber eindeutig festgestellt werden, daß die Durchbiegung der Bauteilproben mit zunehmender Niederhaltekraft abnimmt. Ebenso ist eine Abnahme des Verzugs bei Erniedrigung der Abkühlrate (erhöhte Werkzeugtemperaturen) und der Umformgeschwindigkeit zu verzeichnen. Letztere Effekte sind auch in anderen Arbeiten bestätigt worden [48], [49].

Bild 3.19 zeigt ein vereinfachtes Modell des mehrlagigen Organoblech-Aufbaus für die Spannungszustände während und nach der Umformung. Während der Umformung wird das Abgleiten der einzelnen Lagen aufeinander durch die viskose Matrix behindert. Zusätzlich wirkt aber -im Unterschied zu UD-Laminaten- aufgrund des hohen Faservolumengehaltes auch die „Verhakung“ der Gewebelagen ineinander als Behinderung.

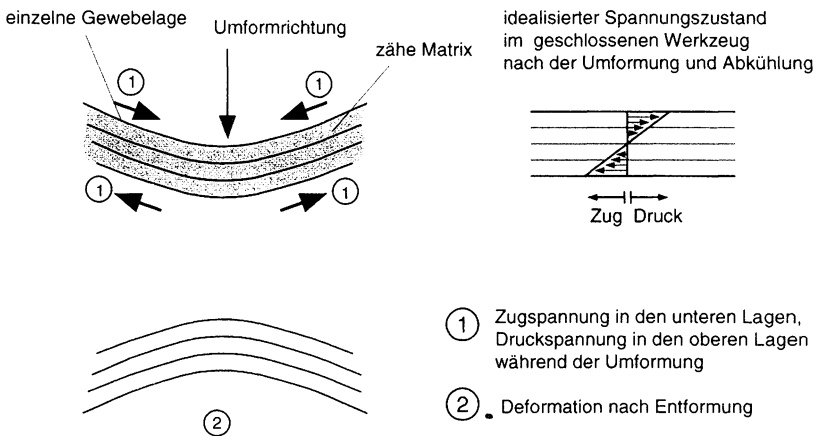


Bild 3.19 Idealisierte Spannungszustände bei Biegebeanspruchung von Organoblechen während des Stempelumformprozesses

Durch diese Widerstände kommt es zur Ausbildung von Druckspannungen auf der Oberseite und Zugspannungen auf der Unterseite des Organobleches. Dabei bauen sich die Druckspannungen auf der Oberseite vorzugsweise durch Faltenbildungen ab, d.h. Überlappen der Lagen noch während der Umformung. Werden die Zugspannungen auf der Unterseite bei der raschen Abkühlung im geschlossenen Werkzeug der Matrix „eingefroren“, so versucht das Material zu

relaxieren. Bei der Entformung des Materials können sich die Spannungen dann teilweise durch eine entsprechende Verformung (Durchbiegung) der Materialprobe abbauen.

Bild 3.20 beschreibt die wesentlichen Vorgänge eines weiteren Effektes. Durch den Kontakt mit dem Oberwerkzeug kommt es dabei zu einer raschen Wärmeabfuhr an der Oberseite des Laminates und somit zu einem „verfrühten“ Einfrieren dieser Schichten vor der vollständigen Umformung. Die weitere Verformung wird dadurch behindert. Zusätzlich kontrahieren die unteren Laminatschichten nach der Umformung während der Wärmeabfuhr an das Unterwerkzeug. Beim Entformen kommt es daher zu der gezeigten Rückfederung. Dieses Phänomen ist auch aus der Stahlblechverarbeitung bekannt und wird in der englischsprachigen Literatur als „Spring Backward Effect“ bezeichnet. Dort wird dieser z.T. auch auf die Biegesteifigkeit der Verstärkungstextilien selbst zurückgeführt, deren Rückfederungskräfte durch die verfestigte Matrix nicht aufgefangen werden können [48]. Bei allen in dieser Arbeit durchgeführten Versuchen konnte ein solches Phänomen jedoch nicht nachgewiesen werden.

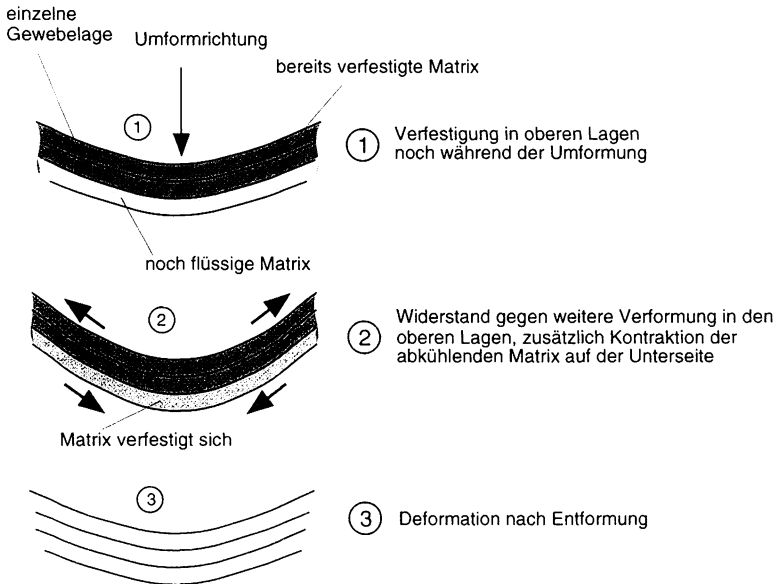


Bild 3.20 „Spring Backward Effect“

Dafür bieten sich 2 Erklärungsmöglichkeiten:

- Der 1. beschriebene Effekt aus Bild 3.19 überlagert den 2. aus Bild 3.20.
- Die Wärmeableitung aus dem Oberwerkzeug ist nicht so groß, daß es bereits zu einer

merklichen Verfestigung der oberen Lagen vor Abschluß der Umformung kommt. Dafür spricht, daß das Oberwerkzeug bei großflächigen Bauteilen das umzuformende Laminat keineswegs vollflächig berührt. Vielmehr wirkt sich- insbesondere in der Anfangsphase des Umformprozesses- der Durchhang des erweichten Organoblechs aufgrund seines Eigengewichtes aus. Die vollständige Vermeidung des Materialdurchhangs würde unendlich hohe Rückhaltekräfte bedingen. Mit endlich großen applizierten Niederhaltekräften führt das Durchhängen des Halbzeugs zu einer Berührung mit dem Oberwerkzeug nur in den Kantenbereichen des Werkzeugs. Somit wird eine vorzeitige Abkühlung verhindert.

Für diese Erklärung spricht auch die häufig beobachtete Faltenbildung der oberen Lagen im Bodenbereich der Formteile. Dabei handelt es sich um eine Überlappung einer oder mehrerer Gewebelagen, Bild 3.21. Diese ist eindeutig auf den Abbau von Druckspannungen zurückzuführen, der nur möglich ist, solange die betreffenden Gewebelagen noch beweglich sind.

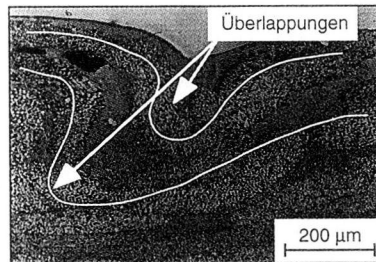


Bild 3.21 Faltenbildung im Bauteilbodenbereich

Die Abnahme des Bauteilverzugs gemäß Bild 3.18 mit abnehmender Abkühlrate kann also auf eine Erleichterung des Zwischenlagenabgleitens bei gleichzeitiger Verminderung der durch die Behinderung auftretenden Druckspannungen an der Oberseite der Lamine zurückgeführt werden. Mit zunehmender Umformgeschwindigkeit nimmt hingegen die Abkühlrate zu. Gleichzeitig steht eine geringere Zeitspanne (wenngleich auch eine größere Temperaturspanne) bis zur Unterschreitung der kritischen Temperatur (Rekristallisation) zur Verfügung. Ebenso wirkt sich aus, daß die Matrix strukturviskos, d.h. mit zunehmendem Widerstand auf höhere Umformgeschwindigkeiten reagiert. Erheblichen Einfluß auf den Bauteilverzug haben jedoch die über den Niederhalter eingeleiteten Membranspannungen in Faserrichtung. Durch sie können noch während der Umformung die durch den Biegevorgang und die zunehmende

Abkühlung bedingten, über der Laminatdicke unterschiedlich großen und mit unterschiedlichem Vorzeichen behafteten Spannungen im Laminat durch Einleitung von Zugspannungen vergleichmäßigt werden.

Dieser Vorgang wird mit Bild 3.22 verdeutlicht. Mit zunehmender Niederhaltekraft werden insbesondere die äußeren Lagen des Laminates unter Zugspannungen gesetzt, wobei Abgleitvorgänge auf den inneren Lagen trotz der höheren Flächenpressungen jedoch nicht zwangsläufig verhindert werden. Die durch die zusätzliche Kraft normal zur Laminatenebene erzeugte Zugspannung auf die äußeren Lagen ist also größer als der (ebenfalls erhöhte) Widerstand gegen interlaminares Gleiten. Die positive Auswirkung der eingeleiteten Zugspannungen auf den Verzug zeigen sich besonders bei der Anwendung des neuentwickelten Rollen-Niederhalters, Bild 3.23. Die ermittelten Deformationen der Proben aus dem Bodenbereich des Formteiles weisen hier insgesamt deutlich niedrigere Werte auf als beim flächigen Niederhalter. Konstruktiv bedingt wirken bei gleichen über die Pneumatikzylinder auf die Rollenpaare übertragenen Niederhaltekraften größere Drehwiderstände der Rollen und somit größere Rückhaltekraft. Zudem existiert hier durch die gerändelte Oberfläche der Rollen ein Formschluß mit den äußeren Laminat-Lagen. Durch die eingeleiteten Zugspannungen werden die in Bild 3.21 dargestellten Falten (Überlappungen der äußeren Lagen) „glattgezogen“ bzw. treten gar nicht erst auf.

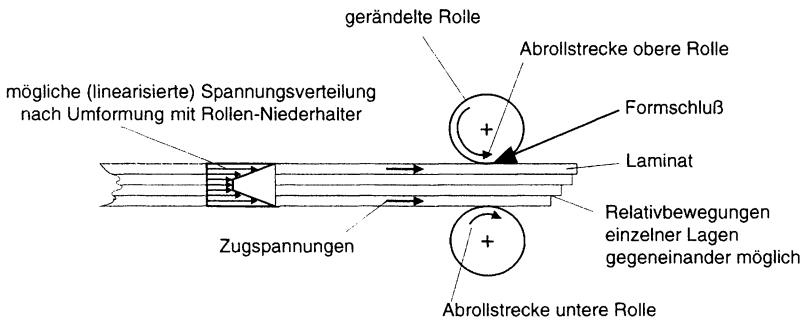


Bild 3.22 Erzeugung von Zugspannungen auf äußere Laminatlagen durch Niederhalter

Die Beweglichkeit innerer- gegenüber äußeren Lagen bei Applikation des Rollenniederhalters kann auch mikroskopisch bestätigt werden. Bild 3.24 zeigt ein 4-lagiges Laminat aus gewebeverstärktem Polyamid im ursprünglichen und verformten Zustand. Die beiden äußeren Lagen sind zur besseren Unterscheidung kohlenstoffaserverstärkt, die inneren Lagen glasfaserverstärkt. Wird die Materialprobe nach einer vorgeschalteten Erwärmung an den inneren Lagen eingeklemmt und durch ein Rollenpaar hindurchgezogen, so üben diese gemäß Bild 3.22

Zugspannungen auf die äußeren Lagen aus. Es kommt zur Verschiebung der Lagen, deutlich sichtbar am Probenende.

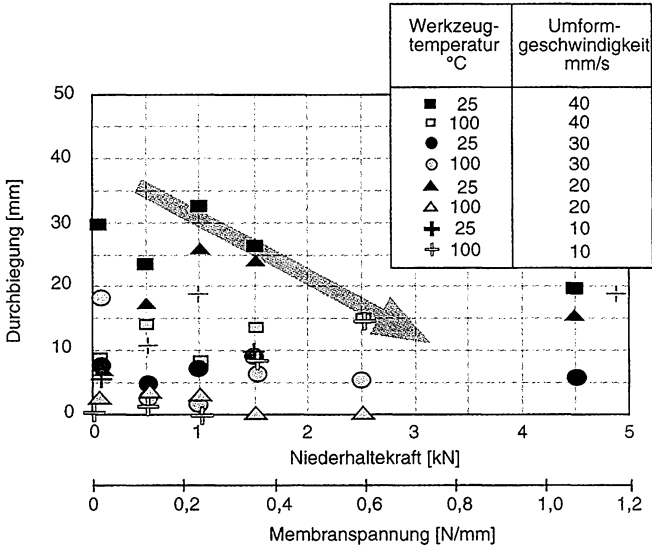


Bild 3.23 Bauteilverzug als Funktion eingeleiteter Niederhaltekraft bzw. Membranspannungen beim Rollen-Niederhalter

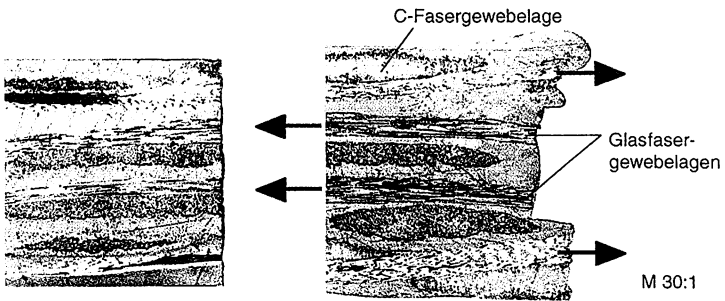


Bild 3.24 Interlaminares Abgleiten äußerer Laminatlagen durch Applikation von Zugspannungen mit dem Rollen-Niederhalter (rechts), links ursprünglicher Zustand.

Zusammenfassend kann aus den durchgeführten Versuchen bezüglich des Bauteilverzugs festgehalten werden:

- Beim nicht-isothermen Stempelumformen mit Metallwerkzeugen ist mit erheblichem Bauteilverzug durch Eigenspannungen zu rechnen.
- Eigenspannungen treten nicht allein durch unterschiedliche Temperatúrausdehnungskoeffizienten und Wärmeleitfähigkeit von Fasern und Matrix auf. Sie werden in hohem Maße von Formteilgeometrie (Ziehtiefe, Halbzeugdicke, Anzahl der Lagen) und Prozeßparametern beeinflußt.
- Abkühlrate und Umformgeschwindigkeit haben einen großen Einfluß auf den Bauteilverzug. Generell führen niedrige Abkühlraten und Umformgeschwindigkeiten zu weniger Eigenspannungen und Bauteilverzug.
- Durch geeignete Niederhalter, mit denen während der Formgebung Spannungen in das Halbzeug eingeleitet werden, kann der Bauteilverzug auch bei hohen Abkühlraten erheblich reduziert bzw. ganz aufgehoben werden.

3.4 Gewebesicherung

Soll ein beliebiges, flächiges Halbzeug in eine dreidimensionale Geometrie überführt werden, so ist dies nur durch eine Vergrößerung (Dehnung oder Fließen bei gleichzeitiger Dickenabnahme) oder Verkleinerung (Stauchung bei gleichzeitiger Dickenzunahme) von Flächenelementen möglich. Während bei dehnbaren bzw. fließfähigen Halbzeugen immer der 1. Vorgang die Umformung dominiert (z.B. beim Vakuumformen von Thermoplast-Folien) kommt es bei steiferen Werkstoffsystemen zu einer Überlagerung (z.B. Stahlblechumformung) beider Vorgänge. Bei kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten ist eine Dehnung in Faserrichtung aufgrund der hohen Fasersteifigkeit praktisch unmöglich bzw. unerwünscht (vgl. Abschnitt 3.1). Eine lokale Änderung der Oberfläche ist daher nur durch die Stauchung des Materials der Halbzugebene möglich.

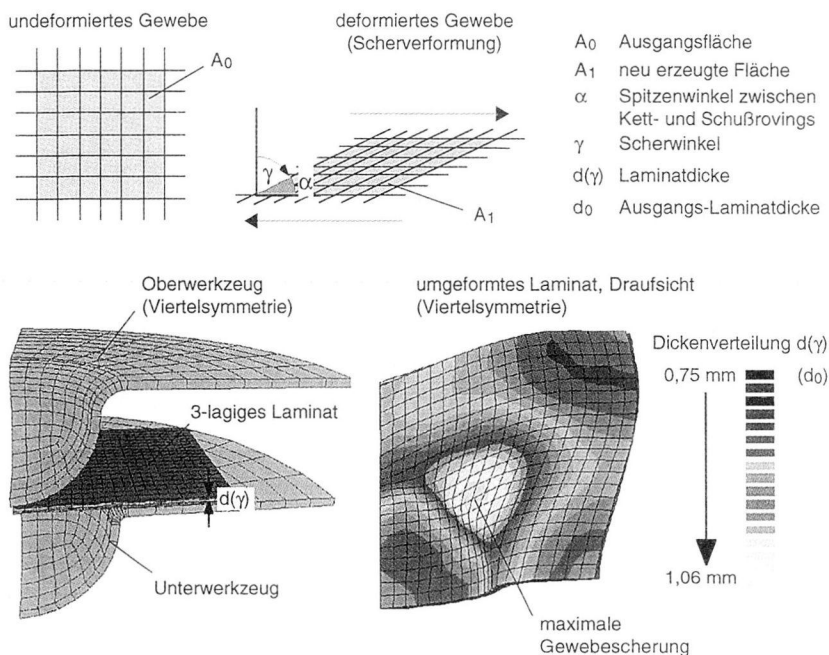


Bild 3.25 Scherverformung bei der Drapierung einer Halbkugel

Bild 3.25 verdeutlicht diesen Vorgang für gewebeverstärkte Halbzeuge anhand der Drapierung über eine Halbkugel. Eine kontrollierte Stauchung ist hier durch eine lokale, gegenseitige Verdrehung von Kett- und Schußfäden der Gewebe möglich. Dieser Vorgang wird auch als Gewebescherung bezeichnet. Bei dieser Änderung der ursprünglich orthogonalen Faserorientierung kommt es über das Gesetz der Volumenkonstanz zu einer Verdickung des Materials. Für ein inkompressibles Werkstoffsystem muß die Dicke im gleichen Maße zunehmen wie die Oberfläche abnimmt.

Mit den Randbedingungen

- inkompressibles Werkstoffsystem,
- konstante Fadenlänge, keine Längsdehnung,
- keine Verschiebungen in den Knotenpunkten (ideale Drehgelenke)

kann dies nach Gl. (3.1)-(3.4) mathematisch wie folgt formuliert werden:

$$\gamma = 90 - \alpha \quad (3.1)$$

$$A(\gamma) = \cos \gamma \cdot A_0 \quad (3.2)$$

mit

$$V = A(\gamma) \cdot d(\gamma) = \text{const} \quad (3.3)$$

folgt

$$d(\gamma) = \frac{d_0}{\cos \gamma} \quad (3.4)$$

Da jedoch der Scherwinkel selbst eine Funktion der Formteilgeometrie ist, kann eine Dickenverteilung nicht auf einfachem Wege berechnet werden. Derzeit wird vor allem mit Hilfe der Finite Elemente-Methode an einer rechnergestützten Simulation des Umformprozesses gearbeitet, um für beliebige Bauteilgeometrien und Gewebeaufbauten das Deformationsverhalten und damit Spannungsverteilungen, Faserorientierung und Formteildickenverteilung zu prognostizieren, um damit Werkzeuge und Umformverfahren zu optimieren [74]-[81]. Dabei kommt der Faltenbildung eine zentrale Bedeutung zu.

Eine Falte kann grundsätzlich als eine unerwünschte Überlappung einer oder mehrerer Gewebelagen infolge planarer Druckspannungen definiert werden, welche nur durch eine Ausbeulung in Dickenrichtung abgebaut werden können. Diese treten in der Praxis sowohl in rein

zweidimensionalen (vgl. Bild 3.21 Abschnitt 3.3) als auch dreidimensionalen Formteilgeometrien auf. Bild 3.26 zeigt die ausgeprägte Faltenbildung eines tiefgezogenen Organobleches im Eckenbereich einer Kastenform. Eine vollständige Scherung der Gewebe, wie sie zur faltenfreien Abformung der vorgegebenen Werkzeuggeometrie erforderlich und für die nicht-imprägnierten Gewebelagen auch möglich gewesen wäre, wurde hier durch ungünstige Umformbedingungen (die im weiteren noch genauer zu definieren sein werden) behindert. Faltenbildungen stellen jedoch nicht nur eine optische Beeinträchtigung von Formteilen aus Organoblech dar. Falten bedeuten auch einen sprunghaften lokalen Anstieg der Formteildicke, eine Änderung der geradlinigen Faserorientierung sowie eine daraus resultierende Beeinträchtigung der lokalen Bauteilsteifigkeit und Festigkeit. Dies ist insbesondere bei Metallwerkzeugen von Bedeutung. Im Gegensatz zu nachgiebigen Formwerkzeugen können diese unvorhergesehenen und im Preßspalt unberücksichtigten Dickensprünge bei Faltenbildung zu einem unvollständigen Schließen der beiden Werkzeughälften und somit aufgrund der praktischen Inkompressibilität der Halbzeuge zu einer drastischen Verminderung des Preßdrucks in allen anderen Bereichen des Formteiles führen [70]. Wird ein mehrlagiges Organoblech jedoch unter zu geringem Druck abgekühlt, so sind biegefestigkeitsmindernde Delaminationen die Folge [68]. Faltenbildungen müssen daher vermieden werden. In den letzten Jahren wurde versucht, Kriterien für die Faltenbildung unter Scherbeanspruchung sowohl von nicht imprägnierten als auch von imprägnierten Geweben bei schmelzflüssiger Matrix zu definieren.

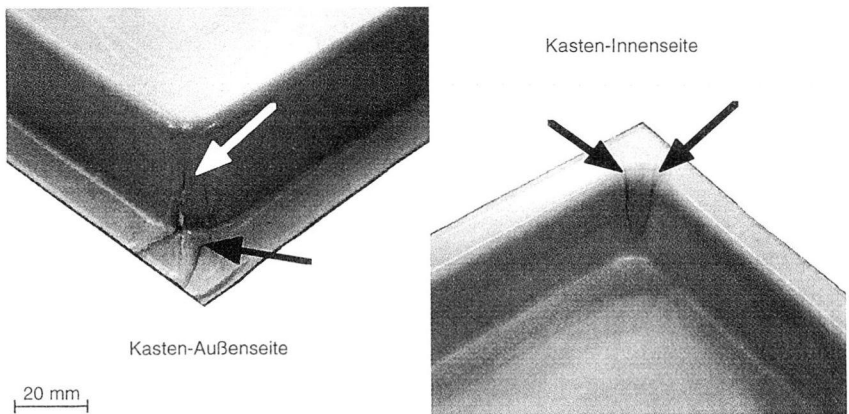


Bild 3.26 Faltenbildung im Eckenbereich einer Kastenform

HÖRSTING [73] untersuchte zu diesem Zweck eine Vielzahl nicht imprägnierter Gewebe auf ihr Scherverhalten. Mittels eines rautenförmigen und an allen 4 Ecken gelenkig gelagerten Spannrahmens wurden Gewebeproben eingespannt und unter Messung der erforderlichen

Kraft geschert. Dabei wurden Scherwinkel, bei denen makroskopisch Faltenbildung beobachtet werden konnte, als sogenannte „kritische Scherwinkel“ definiert. Dabei blieb jedoch die Vorspannung der Gewebe in Faserrichtung und deren Einfluß auf den kritischen Scherwinkel unberücksichtigt, da diese mit der verwendeten Konstruktion während der Scherprüfung weder erfaßt noch gesteuert werden konnte. Bild 3.27 verdeutlicht die kinematischen Verhältnisse in einer solchen Spannrahmenkonstruktion, die in dieser Arbeit ebenfalls Gegenstand der Untersuchungen war.

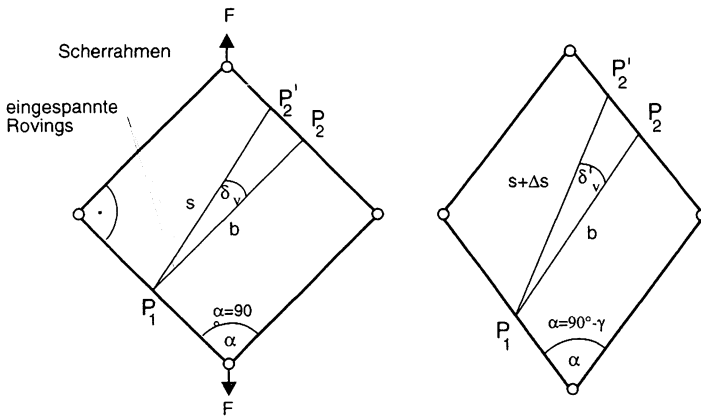


Bild 3.27 Spannrahmenkonstruktion zur Prüfung der Drapierbarkeit von Geweben [82]

Darin bedeuten:

- P_i rahmenfeste Fixpunkte
- b Ausgangslänge eines exakt orthogonal eingespannten Fadens
- s Ausgangslänge eines nicht exakt orthogonal eingespannten Fadens
- Δs Ausdehnung des nicht exakt orthogonal eingespannten Fadens bei Scherverformung des Spannrahmens
- δ_v Winkelversatz des nicht exakt orthogonal eingespannten Fadens
- δ'_v Winkelversatz des nicht exakt orthogonal eingespannten Fadens nach Scherverformung des Spannrahmens
- α Spitzenwinkel der Klemmbacken des Spannrahmens
- γ Scherwinkel
- F Scherkraft

Wird ein Gewebe vor einem Scherversuch nicht exakt orthogonal sondern mit einem geringen Winkelversatz δ_v ausgerichtet, so kommt es nach Gl. (3.5) bei einer festen Einspannung der Probe zu einer zwangsläufigen Längung Δs aller nicht exakt ausgerichteten Fäden zwischen den rahmenfesten Fixpunkten P_1 und P_2 . Mit $\delta_v \equiv \delta'_v$ und $\delta_v \ll \gamma$ gilt für Δs :

$$\Delta s(\gamma) = b \cdot \tan \delta_v \cdot \sin \gamma \quad (3.5)$$

Dies bedeutet bei einer freien Gewebelänge von 100 mm und einem Winkelversatz von nur 1° und einem Scherwinkel von 60° bereits eine Dehnung der Fasern um 1,5 mm (1,5 %). Diese Dehnung erzeugt aufgrund der hohen Zugsteifigkeit eine sehr große Zug- und damit Membranspannung im Gewebe, da die Bruchdehnung handelsüblicher Glasfasern nur ca. 2 % bei Spannungen von 2000-3000 MPa beträgt. Wie im weiteren noch gezeigt werden wird, beeinflusst diese Membranspannung den kritischen Scherwinkel in entscheidendem Maße. Da bei jedem Gewebe die Fäden apriori nicht exakt orthogonal zueinander ausgerichtet sind und zudem eine exakte Einspannung mit Winkelabweichungen $< 0,3^\circ$ (selbst diese würde in dem o.a. Beispiel noch eine Dehnung von 0,5 % bedeuten) in einen Spannrahmen praktisch unmöglich ist, kann mit diesem Verfahren keine zuverlässige und reproduzierbare Aussage über die Drapierbarkeit von Glas-, Kohlenstoff oder Aramidfasergeweben getroffen werden.

Ó BRÀDAIGH et al. entwickelten ein mathematisches Modell zur Bestimmung des Kraft-Verformungsverhaltens bei der Scherbeanspruchung imprägnierter Gewebe auf Basis des Fließverhaltens einer anisotropen Newtonschen Flüssigkeit. Zur Validierung ihres Ansatzes kam ein Spannrahmen zum Einsatz, mit dem das Scherverhalten von mehrlagigen imprägnierten Geweben (Organoblechen), u.a. aus glasfaserverstärktem Polyamid 12 bei unterschiedlichen Verformungsgeschwindigkeiten untersucht wurde [77]. Dieser Spannrahmen gestattete jedoch ebenfalls keine definierte Vorspannung der untersuchten Halbzeuge. Vielmehr wurden Kraft-Weg-Kurven ermittelt, bei denen die zur Scherung der Gewebe benötigte Kraft mit zunehmendem Scherwinkel abnahm. Dies ist nach den o.a. Zusammenhängen zweifelsfrei auf die undefinierten Membranspannungszustände zurückzuführen, die ein „Zusammenfedern“ der Spannrahmenkonstruktion in Scherrichtung hervorrufen können. Die Anwendbarkeit der auf diese Weise gewonnenen Ergebnisse für Aussagen über Faltenbildungen im realen Umformprozeß ist daher kritisch zu bewerten.

KAWABATA [78] stellte gemäß Bild 3.28 eine Gleichung zur Korrelation des erforderlichen Drehmoments zur Rotation von Kett- und Schußfaden am Kreuzungspunkt um einen bestimmten Winkel Φ und der dort herrschenden Anpresskraft F_c auf, Gl. (3.6). Dabei sind T_0 und C_i materialabhängige Konstanten, die mit Hilfe einer Spezial-Meßvorrichtung ermittelt werden können. Durch Korrelation von F_c mit der Gewebevorspannung (Membranspannung) kann dann eine Aussage über die zur Scherung von Geweben notwendige Kraft abgeleitet werden. Mit diesem Ansatz wurden bisher jedoch lediglich Faserstoffe für die Textilindustrie unter-

sucht, z.B. Baumwoll- u. Polyesterfasern. Diese weisen jedoch eine um Größenordnungen niedrigere Zugsteifigkeit auf als die in dieser Arbeit untersuchten Glasfilamente. Außerdem bleibt eine Imprägnierung der Gewebe mit einer viskosen Matrix gänzlich unberücksichtigt. Somit erscheint die Applikation dieses Modells für Organobleche problematisch.

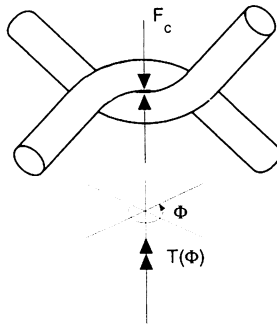


Bild 3.28 Drehmoment zur Rotation zweier Fäden am Kreuzungspunkt [78]

$$T(\phi, F_c) = T_0 + (C_1 + C_2 \cdot \phi) F_c + (C_3 + C_4 \cdot F_c) \phi \quad (3.6)$$

BOISSE et al. [79], [80] modellierten das Materialverhalten von Glas- und Kohlenstoffasergeweben mit Hilfe eines mechanischen Finite Elemente-Ansatzes, der auf dem Prinzip der Minimierung der potentiellen Energie beruht, d.h. die Dehnungsenergie eines in der Drapierung befindlichen Gewebes wird gleich der Summe aller Spannungsenergien jedes Einzelfadens gesetzt. Mit Hilfe dieses Ansatzes konnten für einfache Geometrien (Halbkugeln) rechnergestützt auch Faltenbildungen simuliert werden. Das Modell wurde jedoch speziell für RTM-Vorformlinge entwickelt, so daß das Verhalten einer viskosen Matrix unberücksichtigt blieb.

GUTOWSKI [81] ermittelte mit Hilfe unterschiedlich aufgebauter, thermoplastischer UD-Lamine deren Widerstand gegen Knickung mit Hilfe Eulerscher Knickversuche unter Umformbedingungen. Daraus leitete er ab, welche Stützspannung mittels Diaphragmen aufge-

bracht werden muß, um Faltenbildungen durch planare Druckspannungen im Laminat beim Diaphragmaformen zu verhindern, Bild 3.29. Dies hat jedoch nur für die beim Diaphragmaformen herrschenden konstant hohen Temperaturen und der Anwendung unter Zugspannung befindlicher Diaphragmen Gültigkeit. Somit können die hier gewonnenen Aussagen nicht auf das Stempelumformverfahren übertragen werden.

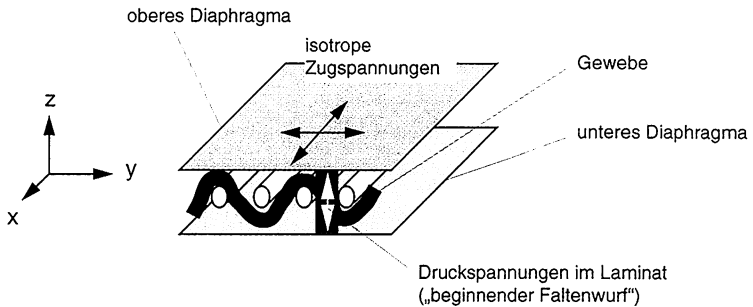


Bild 3.29 Stützwirkung von Diaphragmen gegen Faltenbildung

3.4.1 Experimentelle Untersuchungen zum Scherverhalten trockener und imprägnierter Gewebe

Für die durchzuführenden Scherversuche kommt ein neu entwickelter Spannrahmen zum Einsatz, Bild 3.30. Die Besonderheit dieses Rahmens gegenüber der in Bild 3.27 dargestellten Konstruktion besteht in der Möglichkeit, die Fäden des zu untersuchenden Gewebes in Kett- und Schußrichtung definiert vorzuspannen. Dazu wird die Einspannung in Spannpratzen vorgenommen, die über jeweils 2 Stifte in dem eigentlichen Gelenkrahmen geführt werden. Mit Hilfe von Justierschrauben, die gegen eine Schraubenfeder arbeiten, kann dann vor Beginn der Scherprüfung bei Kenntnis der Federkennlinie die gewünschte Vorspannung eingestellt werden. Die Größe der Gewebeprobe beträgt 150 mm-150 mm (b-l). Der Spannrahmen kann in einer Zugprüfmaschine vom Typ ZWICK 1485 in eine Temperaturkammer eingebaut werden, um für die Prüfung von imprägnierten Geweben das Material über die Schmelztemperatur der thermoplastischen Matrix zu erwärmen.

Während des Scherversuches, bei dem oberer und unterer Gelenkpunkt mit konstanter Geschwindigkeit auseinander gefahren werden, wird eine Kraft-Weg-Kurve aufgenommen. Ist k der Abstand der Gelenkpunkte (Kantenlänge) des Spannrahmens, so ergibt sich für den Zusammenhang des Verfahrweges s mit dem Scherwinkel γ der Zusammenhang nach Gl. (3.7):

$$\gamma(s) = 90^\circ - 2 \arccos\left(\frac{s}{2k} + \frac{1}{\sqrt{2}}\right) \quad (3.7)$$

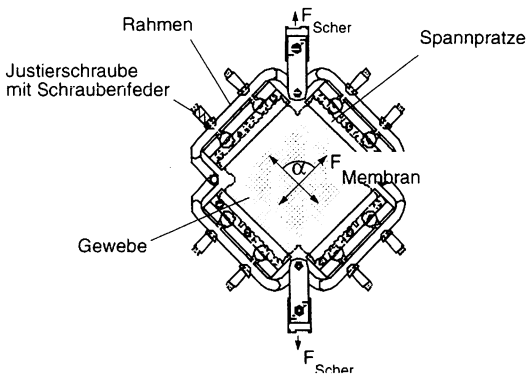


Bild 3.30 Spannrahmen zur Ermittlung der Drapierbarkeit von Verstärkungsgeweben bei variabler Membranspannung

Somit ist eine direkte Korrelation der Scherkraft mit dem Scherwinkel möglich, der definitionsgemäß maximal 90° betragen kann. Dies ist allerdings ein theoretischer Wert, da bei diesem Scherwinkel die Ausgangsfläche des Gewebes um 100 % vermindert wäre. Die Prüfungen werden jeweils bei einem Scherwinkel $\leq 70^\circ$ abgebrochen. Da die Gelenke des Rahmens reibungsbehaftet sind und hierdurch eine zusätzliche Kraft erzeugt wird, ist die Aufnahme einer Normierungsfahrt ohne Gewebeprobe erforderlich. Die dabei ermittelte Kraft-Weg-Kurve ist nahezu unabhängig von der eingestellten Membranspannung und wird daher von allen Meßwerten mit Gewebeproben subtrahiert.

Die über Federvorspannung eingestellte Membranspannung σ in Faserrichtung ist ebenfalls vom Scherwinkel abhängig und kann nach Gl. (3.8) ermittelt werden. Darin bedeuten s_F der eingestellte Vorspannweg, c_{ges} die resultierende Federkonstante aus 4 gegenüberliegenden Federn, l die Kantenlänge der eingespannten Gewebeprobe und γ der Scherwinkel.

$$\sigma = \frac{s_F \cdot c_{ges}}{l} \cdot \cos \gamma \quad (3.8)$$

Es wird in Kett- und Schußrichtung jeweils eine Membranspannung gleichen Betrags appliziert. Tabelle 3.6 gibt eine Übersicht über die untersuchten Gewebe. Nr. 8 ist dabei kommerziell auch mit 50 Vol.-% Polyamid 12-Matrix imprägniert unter dem Handelsnamen Vestopreg[®] erhältlich und wird ebenfalls für die Scheruntersuchungen herangezogen.

Tabelle 3.6 Zum Scherverhalten untersuchte Gewebe (Herstellerangaben)

Nr.	Bindung	Material	Fadendichte		Flächengewicht g/m ²	Dicke mm	Hersteller
			Kett	Schuß			
4	1/4	Glas	13	13	294	0,3	Verseidag
5	1/1	Kohlenst.	4,5	4,5	350	0,4	Cramer
6	2/2	Kohlenst.	5	5	204	0,3	Cramer
7	1/7	Kohlenst.	7	7	258	0,4	Cramer
8	2/2	Glas	6	6,7	390	0,45	Verseidag

Für alle Scherprüfungen stellt sich stets ein typischer Verlauf des Scherkraftbedarfs über dem Scherwinkel ein, Bild 3.31. Über einen weiten Scherwinkelbereich verläuft die Scherkraft dabei nahezu konstant. Erst bei höheren Scherwinkeln von 40 - 50 ° kommt es zu einer merklichen Verdichtung der Gewebe gemäß Bild 3.32, die einen stetigen Zuwachs der Steigung der Scherkraft bedingt. Liefere der Scherwinkel gegen die nur theoretisch möglichen 90 °, so würde die Kraft bei der Reißkraft aller nun parallel liegenden Fasern ein Maximum erreichen.

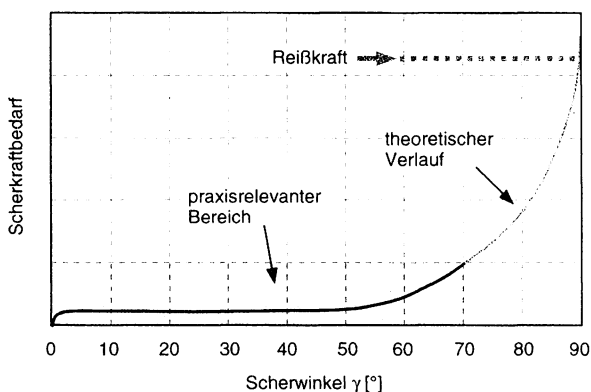


Bild 3.31 Typischer Scherkraftverlauf

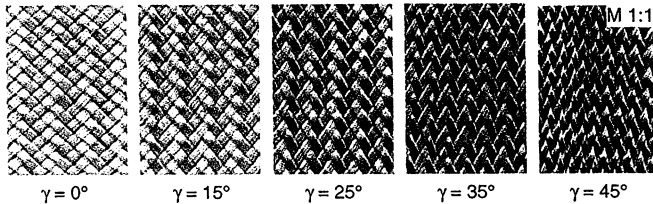


Bild 3.32 Zunehmende Gewebeverdichtung bei Scherdeformation

Den Scherkraftverlauf von leinwand-, köper- und atlasbindigen Geweben im Vergleich zeigt Bild 3.33 anhand der Kohlenstoffasergewebe Nr. 5 - 7. Diese Gewebe weisen zwar voneinander abweichende Fadenzahlen und Flächengewichte auf, die dargestellten Kurvenverläufe sind jedoch unabhängig davon für die Bindungsart typisch. Bis zu Scherwinkeln von etwa 50° ergeben sich kaum Unterschiede. Anschließend aber nimmt der Scherkraftbedarf für das Leinwandgewebe am stärksten zu. Dies kann mit der flächenbezogen höheren Anzahl von Kreuzungs- und damit Reibungspunkten des Gewebes erklärt werden. Zudem wird hier eine Verdichtung (aufgrund der Flächenabnahme) konstruktionsbedingt durch die ständig abwechselnde gegenseitige Verschlingung der Kett- und Schußfäden weitaus mehr erschwert als bei köper- und atlasbindigen Geweben.

Bild 3.34 zeigt die im Versuch ermittelten Meßwerte des Glasgewebes Nr. 4 für 1, 2 und 3 Lagen. Man erkennt anhand dieses Diagramms, daß der Scherkraftbedarf überproportional mit der Lagenanzahl steigt. Dies kann auf Reibungskräfte zwischen den einzelnen Lagen zurückgeführt werden. Eine exakte horizontale Ausrichtung der Gewebelagen zueinander, so daß Kett- und Schußfäden jeweils übereinander zu liegen kommen, ist praktisch unmöglich und daher auch im Stempelumformprozeß nicht realistisch. Dies ist tendenziell, jedoch nicht gleichermaßen ausgeprägt auch in Bild 3.35 für imprägnierte Gewebe zu beobachten. Besonders fällt dabei auf, daß der Scherkraftbedarf insbesondere bei Scherwinkeln zwischen 0° und 50° absolut auf einem wesentlich höheren Niveau liegt.

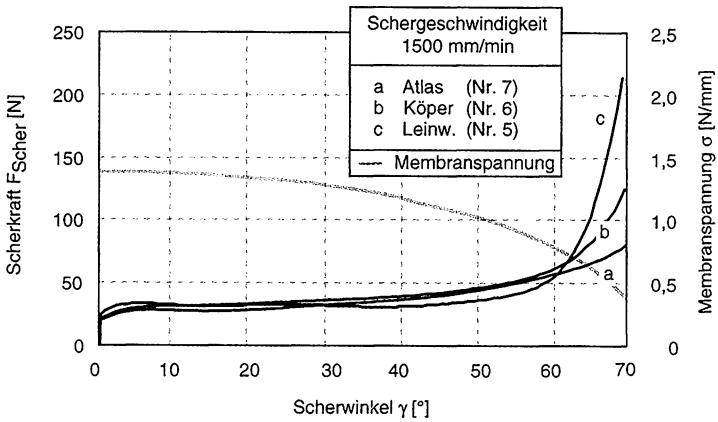


Bild 3.33 Scherverhalten von Atlas- Köper- und Leinwandbindung im Vergleich (Gewebe nicht imprägniert; Prüfung bei Raumtemperatur)

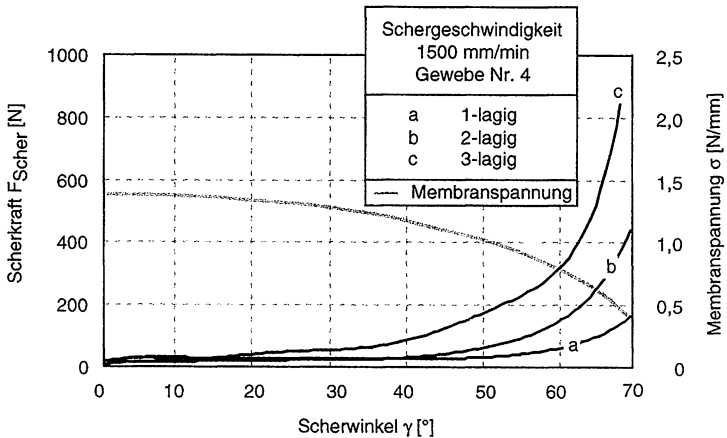


Bild 3.34 Einfluß der Lagenzahl trockener Gewebe auf die Scherkraft (nicht imprägniert, Prüfung bei Raumtemperatur)

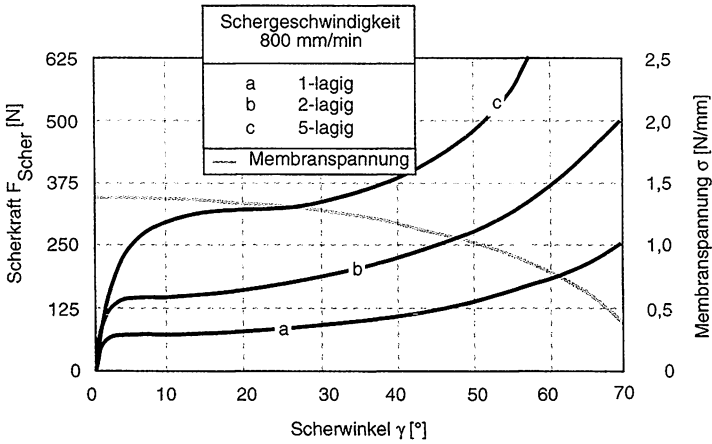


Bild 3.35 Einfluß der Lagenzahl imprägnierter Gewebe auf die Scherkraft (Gewebe Nr. 8, imprägniert mit PA 12, Prüftemperatur = 185 °C)

Dies ist auf die Arbeit zurückzuführen, die für die Verdrängung der Matrix aus den Flächen zwischen jeweils 4 Kreuzungspunkten geleistet werden muß, Bild 3.36. Dieser Matrixanteil wirkt im weiteren Verlauf der Gewebescherung zwischen den einzelnen Lagen reibungsmindernd, so daß der bei trockenen Geweben beobachtete überproportionale Anstieg des Scherkraftbedarfs mit der Lagenzahl sich hier nicht gleichermaßen fortsetzt.

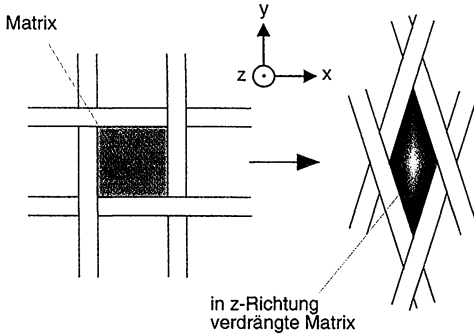


Bild 3.36 Matrixverdrängung bei der Scherverformung imprägnierter Gewebe

Ein Einfluß der Schergeschwindigkeit kann ebenfalls festgestellt werden, Bild 3.37. Offensichtlich macht sich hier die Viskosität der schmelzflüssigen Matrix bemerkbar. Dabei ist anzumerken, daß die in der Praxis auftretenden Schergeschwindigkeiten von ca. 40 mm/s mit der zur Verfügung stehenden Prüfmaschine nicht realisiert werden konnten. Der Trend zu einem höheren Kraftbedarf mit steigender Scher- (Umform-) geschwindigkeit ist jedoch eindeutig.

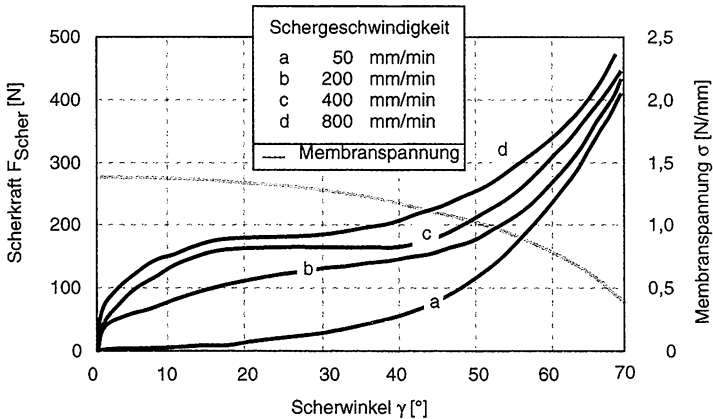


Bild 3.37 Einfluß der Schergeschwindigkeit auf den Scherkraftbedarf (Gewebe Nr. 8, 3-lagig, imprägniert mit PA 12, Prüftemperatur = 185 °C)

Einen großen Einfluß auf die Faltenbildung aller Gewebe bei der Scherverformung hat die applizierte Membranspannung, Bild 3.38 und Bild 3.39. Durch entsprechende Vorspannung der Fäden kann eine hohe Verdichtung erreicht werden, ohne daß es zum Ausbeulen der Gewebe in die Dickenrichtung kommt.

Zusammenfassend können folgende Ergebnisse der Scherversuche festgehalten werden:

- Der Scherkraftverlauf ist stets über einen weiten Schervinkelbereich nahezu konstant. Ab 40-50 ° nimmt der Bedarf aufgrund der zunehmenden Verdichtung der Gewebe stetig zu.
- Der Scherkraftbedarf ist von der Fadenzahl der Verstärkungsgewebe und von deren Bindungsart abhängig. Der Scherkraftbedarf steigt mit der Anzahl der Abbindepunkte pro Flächeneinheit. Daraus ergibt sich, daß ein sehr feines Gewebe stets schwerer zu scheren ist als ein grobes, unabhängig von deren Bindungsarten.
- Die Scherkraft nimmt mit der Lagenanzahl zu.

- Bei imprägnierten Geweben ist der Scherkraftbedarf insbesondere wegen der zu leistenden Verdrängungsarbeit der Matrix größer als bei trockenen Geweben.
- Bei imprägnierten Laminaten steigt aufgrund des strukturviskosen Verhaltens der schmelzflüssigen Matrix die Scherkraft mit zunehmender Schergeschwindigkeit.
- Der kritische Scherwinkel, bei dem erstmals sichtbar Faltenbildung auftritt, ist in hohem Maße abhängig von der applizierten Membranspannung.
- Bei Scherwinkeln größer 70° , d.h. bei einer Reduzierung der Fläche gemäß Gl. (3.2) um 65 % oder mehr wird die bei den hier untersuchten Geweben zur Verhinderung von Faltenbildung notwendige Membranspannung unpraktikabel groß.

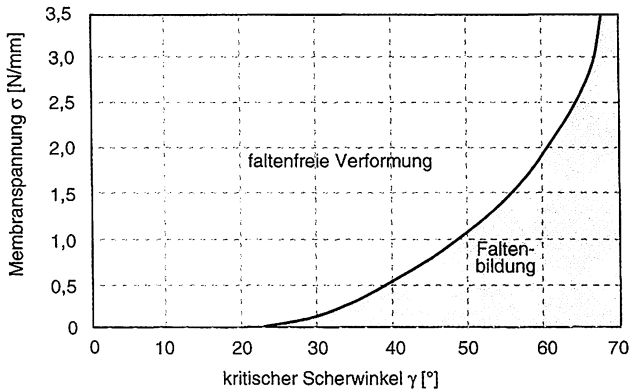


Bild 3.38 Einfluß der Membranspannung auf den kritischen Scherwinkel (Faltenbildung) beim Gewebe Nr. 1 (Tabelle 3.1)

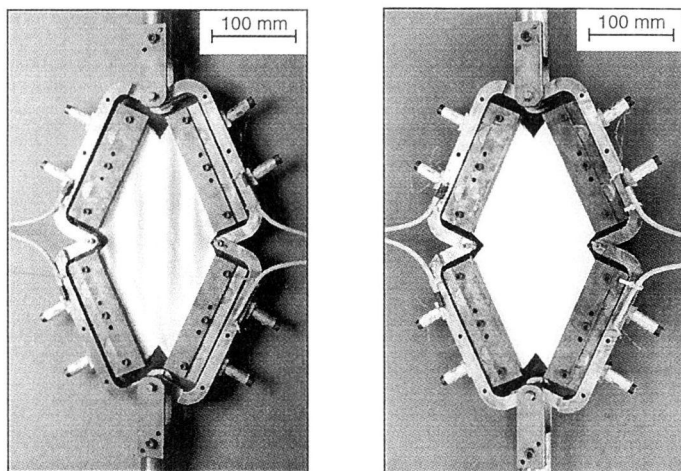


Bild 3.39 Einfluß der Membranspannung im Gewebe Nr. 1 (Tabelle 3.1) bei einem Scherwinkel von 60° auf die Faltenbildung: geringe Membranspannung (l), hohe Membranspannung (r)

3.4.2 Entwicklung eines vereinfachten Modells zur Ermittlung von Faltenbildungen

3.4.2.1 Randbedingungen

Mit einem neuen Ansatz soll in dieser Arbeit versucht werden, für die zur Vermeidung von Faltenbildung unter den Bedingungen des nicht-isothermen Stempelumformverfahrens notwendigen Membranspannungen eine praxisnahe Beziehung zu entwickeln. Diese soll für gegebene Bedingungen wie Lagenanzahl, Umformgeschwindigkeit und Scherwinkel die zur Ermittlung der zur Vermeidung von Faltenbildung notwendige Membranspannung ermöglichen. Diese Membranspannung ist dann in der Praxis durch geeignete Niederhaltersysteme in das Organoblech einzuleiten. Dabei wird von einem stark vereinfachten Modell ausgegangen, Bild 3.40. Darin werden die Fäden als Seile betrachtet, die lediglich Zugkräfte in axialer Richtung übertragen können. Die Biege- und Knicksteifigkeit der Fäden wird vernachlässigt. Ferner wird davon ausgegangen, daß die Kreuzungspunkte im Gewebe fixe Drehpunkte sind, deren Lage sich längs der sich kreuzenden Fäden nicht ändert. Sie werden als reibungsbehaftete Drehgelenke modelliert. Die Matrix wird als viskose Flüssigkeit betrachtet, die bei der Sche-

ung aus der Mitte der gebildeten Raute verdrängt werden muß. Die Auswirkung der viskosen Matrix innerhalb der Faserbündel selbst wird vernachlässigt. F_{Scher} ist die zur Scherung erforderliche Kraft, W die Faltenkraft. Die Einflüsse der Reibung des Materials mit dem Werkzeug werden ebenfalls vernachlässigt.

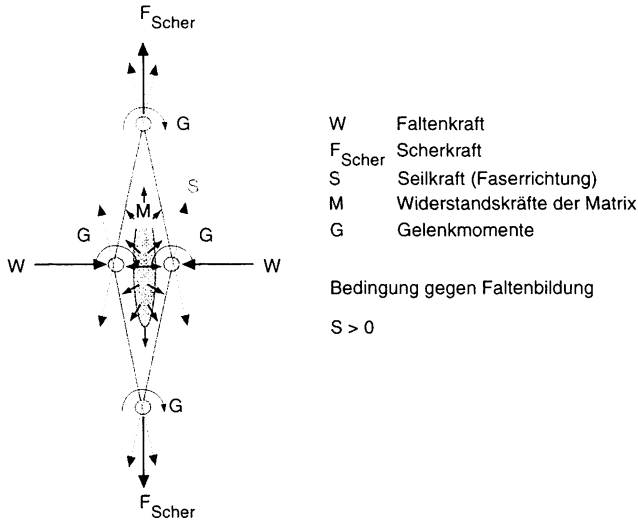


Bild 3.40 Modellbildung zur Scherung sich kreuzender Fäden eines thermoplastisch imprägnierten Gewebes

Eingangsgrößen für das aufzustellende Modell sind:

- Anzahl der Gewebelagen [-],
- Flächenbezogene Anzahl der Kreuzungspunkte [$1/\text{cm}^2$],
- Halbzeugfläche [mm^2],
- Umformgeschwindigkeit [mm/s],
- Abkühlrate [$^{\circ}\text{C/s}$].

Setzt man die zu erzeugende Formteiloberfläche und die Ausgangs-Halbzeugfläche ins Verhältnis, so ergibt sich der prozentuale Anteil der Halbzeugfläche, um den sie durch Scherung zu vermindern ist. Lokale Verminderungen von mehr als 65 % bzw. Scherwinkel von mehr als 70° führen nach den experimentell gewonnenen Ergebnissen zwangsläufig zur Blockade der untersuchten Gewebe und somit zur Ausbildung von Druckspannungen (Faltenbildung), so

daß die Einhaltung dieser Grenzwerte Vorbedingung für die Umformbarkeit ist. In den nachfolgenden Betrachtungen zur Abschätzung des Scherkraft- und Membranspannungsbedarfs wird daher nur der nahezu linear verlaufende Bereich des Kraft-Scherwinkel-Zusammenhangs betrachtet, vgl. Bild 3.31.

3.4.2.2 Überschlägige Ermittlung des Scherkraftbedarfs

Der Scherkraftbedarf F_{Scher} errechnet sich nach Bild 3.40 durch Addition der über die Halbzeugfläche aufsummierten Kräfte F_G zur Überwindung der Reibung in den Abbindepunkten und den Verdrängungskräften F_M der viskosen Matrix, Gl. (3.9), vgl. Bild 3.36. Die Reibungskräfte ergeben sich als Produkt aus der Reibkraft in einem Kreuzungspunkt k_R , der Anzahl der Kreuzungspunkte des Gewebes (diese sind das Produkt aus der flächenbezogenen Anzahl der Kreuzungspunkte n_K und der Halbzeugfläche A_0), der Anzahl der Lagen n_L und einem vom Bindungstyp abhängigen Faktor k_B , Gl. (3.10). Die innere Reibung eines Gewebes vermindert sich, wenn statt eines leinwandbindigen Typs z.B. eine Köperbindung gewählt wird. Es ist unmittelbar einsichtig, daß umschlungene Fäden eine größere Reibung verursachen als geradlinig aufeinanderliegende. Anhaltswerte für k_B sind Tabelle 3.7 zu entnehmen.

Die Reibkraft in einem Kreuzungspunkt k_R ist abhängig von der Fadenzahl der Verstärkungsgewebe; hohe Fadenzahlen bedeuten eine geringere Anzahl von Filamenten pro Faden (geringere Fadenbreite) und somit auch geringere Reibkräfte in den Kreuzungspunkten. k_R kann für die untersuchten Gewebe mit Gl. (3.10) aus dem Verhältnis aus dem Scherkraftbedarf F_{Scher} und dem Produkt aus Lagenzahl und Anzahl von Kreuzungspunkten abgeschätzt werden. Anhaltswerte für die weitere Berechnung sind Tabelle 3.8 zu entnehmen.

Die Matrixkräfte sind ein Produkt aus einer temperaturabhängigen spezifischen Scherwiderstandskraft F_{spez} , (d.h. der Kraft, die erforderlich ist, um Matrix gemäß Bild 3.36 bei einer bestimmten Geschwindigkeit aus einer Zelle zu verdrängen), der Halbzeugfläche A und der Anzahl der Lagen n_L Gl. (3.11).

$$F_{\text{Scher}} = \sum_i F_{G_i} + \sum_i F_{M_i} \quad (3.9)$$

$$\sum_i F_G = k_R \cdot n_K \cdot A_0 \cdot k_B \cdot n_L \quad (3.10)$$

$$\sum_i F_M = F_{\text{spez}}(v, v, \gamma) \cdot A(\gamma) \cdot n_L \quad (3.11)$$

Für die temperaturabhängige spezifischen Scherwiderstandskraft $F_{\text{spez}}(\vartheta)$ ergibt sich aus Gl.(3.9)-(3.11):

$$F_{\text{spez}}(\vartheta) = \frac{F_{\text{Scher}} - \sum F_G}{n_L \cdot A_0 \cdot \cos\gamma} \quad (3.12)$$

$F_{\text{spez}}(\vartheta)$ ist demnach aus den in Abschnitt 3.4.1 gemessenen Werten zu bestimmen, indem die Differenz vom Scherkraftbedarf eines imprägnierten und trockenen Gewebes auf Lagenanzahl und Fläche bezogen wird. Dies kann sowohl für konstante Temperatur als auch unter definierten Abkühlbedingungen geschehen. Anhaltswerte für Polyamid 12 bzw. Polypropylen-Organoblech entnimmt man Bild 3.41 und Bild 3.42. Sind lediglich Werkzeugtemperatur v_{WZ} und Halbzeugtemperatur v_{HZ} (in °C) bekannt, so kann die mittlere Abkühlrate für dünne Laminate (< 3 mm) in Abhängigkeit der Halbzeugdicke d_{HZ} (in mm) nach Gl. (3.13) abgeschätzt werden.

$$\left| \frac{\delta v}{\delta t} \right|_{\text{mittel}} = \frac{v_{HZ} - v_{WZ}}{d_{HZ} \cdot 10} \quad (3.13)$$

Der überschlägige Scherkraftbedarf für mehrlagige, imprägnierte Gewebe (Organobleche) ergibt sich dann nach Gl. (3.14).

$$F_{\text{Scher}} = n_L A_0 (n_K \cdot k_R \cdot k_B + \cos\gamma \cdot F_{\text{spez}}) \quad (3.14)$$

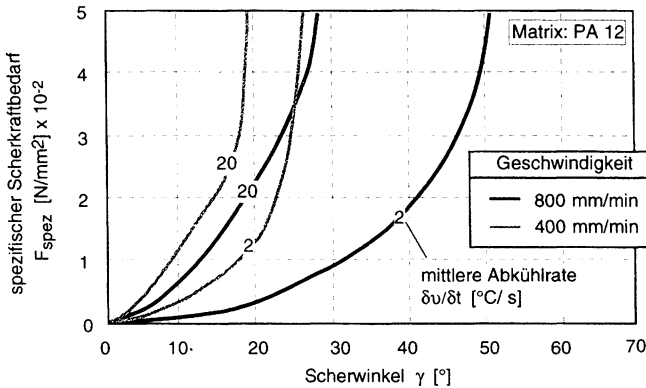


Bild 3.41 Anhaltswerte für den spezifischen Scherkraftbedarf über dem Scherwinkel in Abhängigkeit der Abkühlrate für Polyamid 12 (ausgehend von 200 °C)

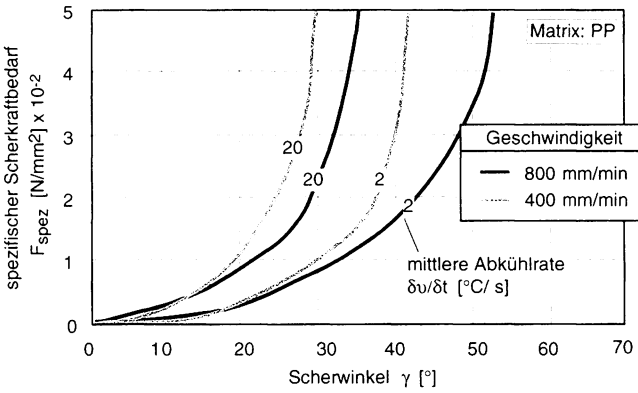


Bild 3.42 Anhaltswerte für den spezifischen Scherkraftbedarf über dem Scherwinkel in Abhängigkeit der Abkühlrate für Polypropylen (ausgehend von 200 °C)

Tabelle 3.7 Anhaltswerte für k_B (Einfluß des Bindungstyps auf die innere Reibung)

Bindungstyp	k_B [-]
1/1	1
2/2	0,95
1/4	0,9
1/7	0,85

Tabelle 3.8 Anhaltswerte für k_R (Reibkraft in einem Kreuzungspunkt)

Fadenzahl	k_R [$\cdot 10^{-3}$ N]
4-6	2,5-3,0
6-8	1,5-2,5
8-10	1,0-1,5
10-12	0,5-1,0

Mit Hilfe von Gl. (3.14) erhält man somit einen Anhaltswert für die mindestens zur Umformung benötigte Kraft ohne Berücksichtigung der Reibung des Laminates mit dem Werkzeug.

Dazu eignet sich folgende Vorgehensweise:

- (1) Abschätzung des maximalen Scherwinkels. Ist dies nicht auf einfachem Wege möglich, als Anhaltswert den maximal möglichen Wert bei der gegebenen Abkühlrate aus Bild 3.41 bzw. Bild 3.42 annehmen.
- (2) Festlegung von Werkzeugtemperatur und der Umformgeschwindigkeit.
- (3) Daraus mit Gl. (3.13) Abschätzung der mittleren Abkühlrate.
- (4) Aus mittlerer Abkühlrate unter Zuhilfenahme von Bild 3.41 bzw. Bild 3.42 den spezifischen Scherkraftbedarf ermitteln.
- (5) Mit den Konstruktionsparametern der verwendeten Gewebe (Bindungstyp, Fadenzahl) aus Tabelle 3.7 k_B und aus Tabelle 3.8 k_R ermitteln.
- (6) Mit Lagenanzahl und Ausgangsfläche Mindest-Scherkraft F_{Scher} nach Gl. (3.14) ermitteln.

Bild 3.43 stellt für das mit Polyamid 12 imprägnierte Gewebe Nr. 8 den gemessenen Scherkraftbedarf dem nach Gl. (3.14) berechneten für einen Scherwinkel von 20° gegenüber ($n_L=1$, $A_0=22.500 \text{ mm}^2$, $n_K=0,402/\text{mm}^2$, $k_R=2,0 \cdot 10^{-3}$, $F_{\text{spez}}=2,2 \cdot 10^{-2}$). Man erkennt eine gute Übereinstimmung.

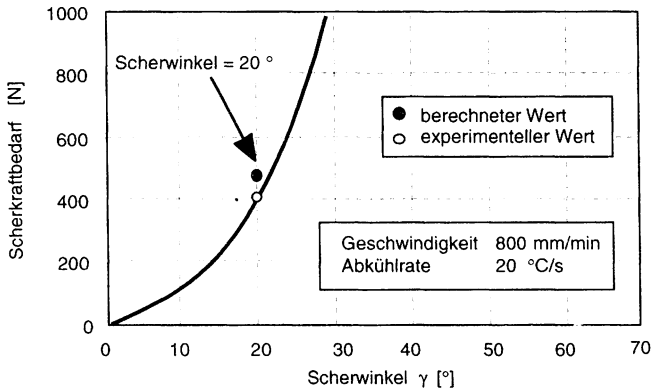


Bild 3.43 Vergleich von berechnetem und experimentell bestimmten Scherkraftbedarf

3.4.2.3 Überschlägige Ermittlung des Membranspannungsbedarfs

Als Bedingungen gegen Faltenbildung gilt gemäß Bild 3.40 und Bild 3.44 Gl. (3.15):

$$S > 0 \quad (3.15)$$

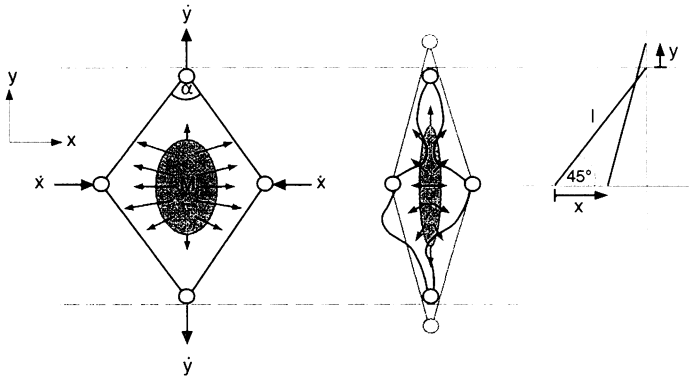


Bild 3.44 Faltenbildung bei Behinderung der Scherverformung. l.: unverformt, r.: ohne Faltenbildung (Hintergrund) und mit Faltenbildung (Vordergrund)

Ist l die konstante Kantenlänge und α der Spitzenwinkel der unverformten Zelle in Bild 3.44 und beträgt α anfänglich 90° , so lassen sich aus den geometrischen Verhältnissen für \dot{x} und \dot{y} herleiten:

$$\dot{x} = l \left(\cos 45^\circ - \sin \frac{\dot{\alpha}}{2} \right) \quad (3.16)$$

$$\dot{y} = l \left(\cos \frac{\dot{\alpha}}{2} - \sin 45^\circ \right) \quad (3.17)$$

Gl. (3.16) nach $\dot{\alpha}$ aufgelöst und in Gl. (3.17) eingesetzt ergibt Gl. (3.18):

$$\dot{y}_{\min} = l \left(\cos \left(\arcsin \left(\frac{1}{\sqrt{2}} - \frac{\dot{x}}{l} \right) \right) - \frac{1}{\sqrt{2}} \right) \quad (3.18)$$

Die Bedingung $S > 0$ aus Gl. (3.15) ist erfüllt, wenn:

$$\dot{y} \geq \dot{y}_{\min} \quad (3.19)$$

Kinematisch sind Falten also unmöglich, wenn die Bewegung in y-Richtung den in Gl. (3.18) angegebenen Wert überschreitet. Dies ist in der Praxis geometrieabhängig, wie mit Bild 3.45 verdeutlicht werden kann. Je kleiner der Eckenradius, um so schneller wird bei gegebener Umformgeschwindigkeit eine Verdichtung in Richtung der Kräfte W erzwungen.

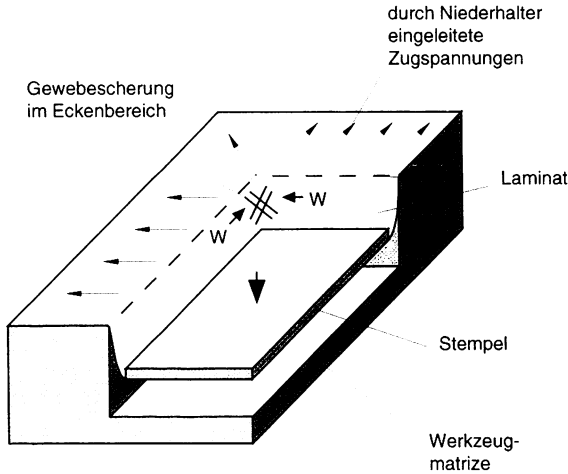


Bild 3.45 Druck (Falten-)kräfte W bei der Drapierung im Eckenbereich, Werkzeuggeometrie in Anlehnung an [49].

Relevant für die Faltenbildung sind also Druckspannungen in Richtung der Winkelhalbierenden aus Kett- und Schußfaden (x-Richtung in Bild 3.44). Zur Aufrechterhaltung von faltenverhindernden Zugspannungen müssen die Spannungen in Faserrichtung nach dem Kräfteparallelogramm in Bild 3.46 zwangsläufig mit dem Scherwinkel zunehmen, Gl. (3.20).

$$(F_{\text{Kett}} + F_{\text{Schuss}})(\gamma) = \frac{F_{\text{Membran, x}}}{\sin\left(\frac{90 - \gamma}{2}\right)} \quad (3.20)$$

Damit müßte für den theoretisch größten Scherwinkel von 90° die Kraft in Faserrichtung zur Vermeidung von Faltenbildung in x-Richtung unendlich groß werden, Gl. (3.21).

$$\lim_{\gamma \rightarrow 90^\circ} (F_{\text{Kett}} + F_{\text{Schuss}}) = \infty \quad (3.21)$$

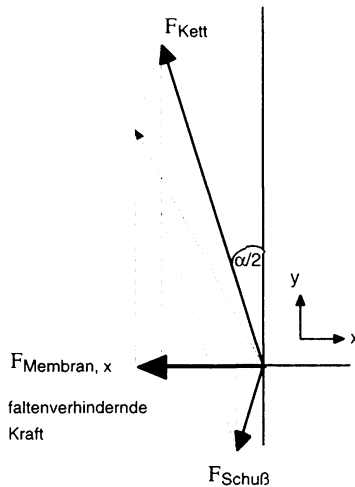


Bild 3.46 Zusammenhang zwischen Membrankräften in Faserrichtung und in Richtung der Winkelhalbierenden zwischen Kett- und Schußfäden (x-Richtung)

Die Zunahme der notwendigen Spannung in Faserrichtung kann auch experimentell bestätigt werden, vgl. Bild 3.38.

Die zur Vermeidung von Faltenbildung notwendige Membranspannung in Faserrichtung kann wie folgt abgeschätzt werden

$$\sigma = \sigma_{\min}(\gamma) \cdot n_L \cdot k_W \quad (3.22)$$

Darin bedeuten σ_{\min} die zur faltenfreien Scherung einer trockenen Gewebelage mindestens notwendige Membranspannung in Abhängigkeit vom Scherwinkel γ (vgl. Bild 3.38) und n_L die Anzahl der Lagen. k_W ist ein Faktor zur Berücksichtigung des Matrixeinflusses. Wie aus dem Modell in Bild 3.44 deutlich wird, führen horizontal eingeleitete Kräfte zur Faltenbildung, wenn eine Scherverformung infolge hochviskoser Matrix nicht mehr möglich ist. k_W kann in Abhängigkeit von Temperatur und Geschwindigkeit experimentell ermittelt werden, indem man die zur faltenfreien Scherung notwendige Membranspannung einer imprägnierten Gewebelage auf die Membranspannung zur Scherung einer trockenen Lage bezieht, Gl.(3.23).

$$k_W = \frac{\sigma(1Lage_{impr})}{\sigma(1Lage_{trocken})} \quad (3.23)$$

Anhaltswerte für k_W sind Bild 3.47 zu entnehmen.

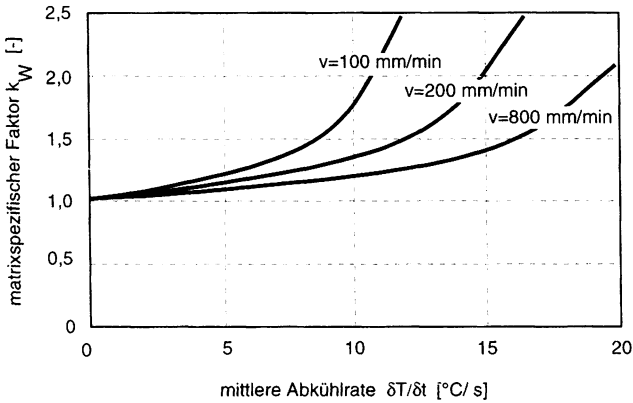


Bild 3.47 Anhaltswerte für k_W in Abhängigkeit von Temperatur und Schergeschwindigkeit

Mit Hilfe von Gl. (3.22) kann also vom Verarbeiter abgeschätzt werden, welche Membranspannung für ein umzuformendes Organoblech in etwa mittels Niederhaltern zu applizieren ist, um Faltenbildungen unter den gegebenen Prozeßbedingungen (Umformgeschwindigkeit, Abüßrate bzw. Werkzeugtemperatur) möglichst zu vermeiden.

Dazu eignet sich folgende Vorgehensweise:

- (1) Abschätzung des maximalen Scherwinkels.
- (2) Ermittlung der Mindest-Membranspannung für das trockene Gewebe aus Bild 3.38.
- (3) Festlegung von Werkzeugtemperatur und der Umformgeschwindigkeit.
- (4) Mit Gl. (3.13) Abschätzung der mittleren Abkühlrate.
- (5) Aus mittlerer Abkühlrate und Umformgeschwindigkeit mit Bild 3.47 den matrixspezifischen Faktor ermitteln.
- (6) Mit Gl. (3.22) notwendige Membranspannung errechnen.

Bild 3.48 zeigt den nach Gl. (3.22) für ein Polyamid-Organoblech errechneten Membranspannungsverlauf, der zur Vermeidung von Faltenbildung bei einer Umformgeschwindigkeit von 800 mm/min und einer Abkühlrate von 13 °C/s nicht unterschritten werden darf. Die eingezeichneten Punkte markieren die im Experiment beobachteten Faltenbildungen bei unterschiedlichen Membranspannungen. Der theoretisch ermittelte Verlauf liegt über den Meßpunkten; mit dem vorgeschlagenen Berechnungsmodell liegt man daher „auf der sicheren Seite“.

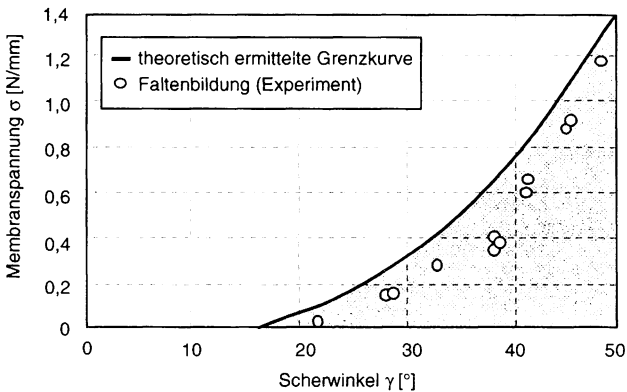


Bild 3.48 Theoretischer Membranspannungsbedarf und Faltenbildung

3.5 Matrixfließvorgänge

Von besonderem Interesse hinsichtlich einer möglichst glatten Formteiloberfläche und einer gleichmäßigen Druckverteilung im geschlossenen Metallwerkzeug ist die Nachgiebigkeit in Dickenrichtung bzw. Fließfähigkeit der Matrix von gewebeverstärkten Organoblechen, damit eine sichtbare Abbildung der Gewebestruktur vermieden werden kann. Ebenso ist diese Nachgiebigkeit aufgrund der scherungsbedingten Aufdickung der Halbzeuge interessant, um deren Fähigkeit abzuschätzen, sich einem vorgegebenen Preßspalt in Metallwerkzeugen anpassen zu können („fehlertolerante Halbzeuge“). Hierfür erforderliche Vorgänge sind die Matrixmigration und die Rovingquerstauchung, vgl. Bild 3.2. Untersuchungen zur Kompressibilität bzw. Oberflächentopographie von gewebeverstärkten Organoblechen sind aus der Literatur bisher nicht bekannt.

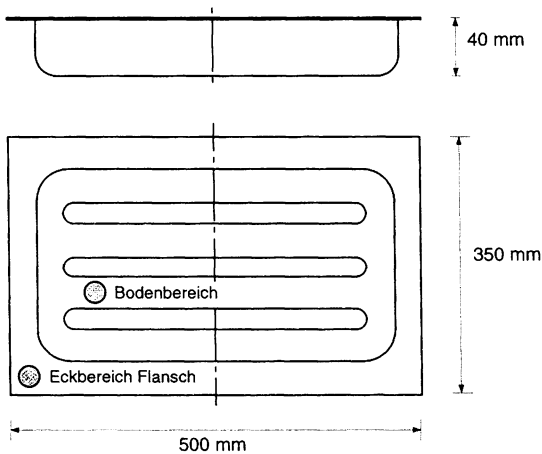


Bild 3.49 Kofferhalbschale mit Meßpunkten

Mit Hilfe des neuen Rollen-Nachführsystems (Bild 3.13) werden für eine Reihe von unterschiedlich aufgebauten Organoblechen Umformversuche durchgeführt, Tabelle 3.9. Zur Untersuchung der Fähigkeit der Halbzeuge, sich dem vorgegebenen Preßspalt durch Fließvorgänge der Matrix anzupassen kommen Aufbauten mit matrixreichen Oberflächen (Laminate B, D, E) bzw. kompressiblen Innenschichten (Wirrglasfasermatten, Laminate A, C, F) zum Einsatz. Mit einem Kofferhalbschalen-Aluminium-Werkzeug mit einem konstanten Preßspalt von 1,5 mm werden Formteile hergestellt, denen an den in Bild 3.49 bezeichneten Stellen Proben entnommen werden. Die wichtigsten Prozessparameter können Tabelle 3.10 entnommen werden.

Tabelle 3.9 Untersuchte Organoblech-Aufbauten

Material	Lagenanzahl Gewebe a + Gewebe b + Matte *)	Faservolumen- gehalt [%]	Halbzeugdicke [mm]
A	0+4+1	53,8	1,22
B	2+2+0	51,0	1,04
C	0+4+1	46,8	1,39
D	2+2+0	43,3	1,24
E	2+2+0	32,2	1,67
F	0+0+2	24,8	1,35

*) Gewebe a: 400 g/m², Leinwandbindung, 7 Fäden/cm (US Style 1282).
 Gewebe b: 296 g/m², Atlas-1/7-Bindung, 22 Fäden/cm in Kettrichtung, 21 Fäden/cm in Schußrichtung (US Style 7581).
 Matte: Wirrglasfasermatte 500 g/m²

Tabelle 3.10 Prozeßparameter

Aufheiztemperatur	$T_s + 20$ °C
Umformgeschwindigkeit	40 mm/s
Preßkraft	700 kN
projizierte Bauteilfläche	1750 cm ²
Schließzeit	15 s

InBild 3.50 ist die durchschnittlich gemessene Dickenzunahme der Halbzeuge im Eckenbereich der Bauteilflansche sowie in den Bauteilböden zu erkennen. Die Druckzustände im geschlossenen Formwerkzeug verdeutlicht Bild 3.51. Die Aufdickung der mehrlagigen Lamine im Bodenbereich kann mit unerwünschten Delaminationen nach deren Aufheizung erklärt werden, die aufgrund unzureichend hoher Flächenpressung nach dem Umformen im geschlossenen Werkzeug nicht wieder nivelliert werden, Bild 3.52. Bei Verwendung von Laminaten mit Glasfaserplatten werden hier nach der Aufschmelzung des Materials auch Rückstellkräfte frei, die bei der Konsolidierung in der Doppelbandpresse eingefroren wurden, vgl. Abschnitt 4.1. Die Dickenzunahme im Eckenbereich ist auf die Gewebescherung zurückzuführen. Die durchschnittliche Dickenzunahme in den Eckbereichen verhält sich etwa proportional zum Faservolumengehalt. Durch diese Zunahme und die mangelnde Anpassung an den vorgegebenen Preßspalt nachBild 3.53 kommt es innerhalb des geschlossenen Werkzeugs zu unerwünscht hohen Druckunterschieden.

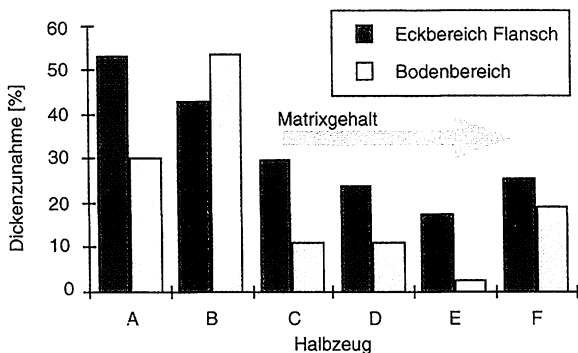


Bild 3.50 Dickenzunahme bei der Umformung vom Halbzeug zum Formteil (gemittelte Werte aus 5 Messungen, Streuung unter 5%)

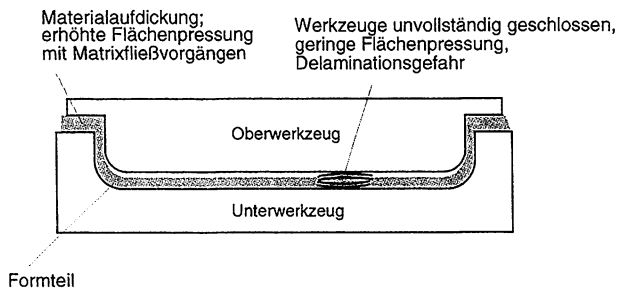


Bild 3.51 Druckzustände im geschlossenen Formwerkzeug (Querschnitt durch den Werkzeug-Eckenbereich)

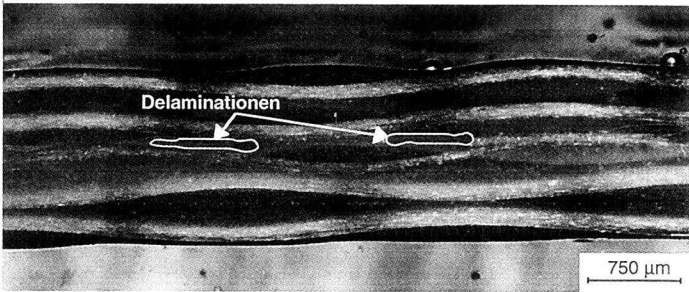


Bild 3.52 Delamination durch Erwärmung im IR-Strahlerfeld

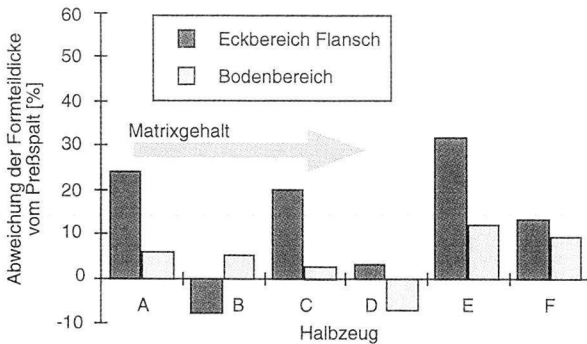


Bild 3.53 Abweichung der Formteildicke vom vorgegebenen Preßspalt

In Bild 3.53 ist klar zu erkennen, daß die Anpassung der Halbzeuge an den vorgegebenen Preßspalt nicht allein eine Funktion des Matrixgehaltes ist. Die Halbzeuge B und D sind aus identischen Geweben aufgebaut. Trotz des um 8 % höheren Matrixanteils von Halbzeug D kann jedoch keine wesentliche Verbesserung der Dickenanpassung erreicht werden. Bei Halbzeug F, welches nur aus Glasfasermatten aufgebaut ist, fällt die geringe Abweichung der an den unterschiedlichen Stellen gemessenen Dicken auf.

Die Änderung des lokalen Faservolumengehaltes scheint marginal; die Meßwerte liegen hier mit unter 5 % z.T. innerhalb des Meßfehlerbereiches, Bild 3.54. Tendenziell ist jedoch eine Zunahme des Faservolumengehaltes in den Eckbereichen festzustellen, die sich mit zuneh-

mentem Matrixanteil der Halbzeuge noch erhöht. Dies ist auf die an dieser Stelle besonders hohe Flächenpressung infolge der Dickenzunahme im geschlossenen Werkzeug zurückzuführen. Eine Ausnahme bildet Halbzeug B, da hier ja auch keine Dickenzunahme zu verzeichnen war. Die Variation des Faservolumengehaltes in den Formteilen ist auf Fließvorgänge der Matrix zurückzuführen.

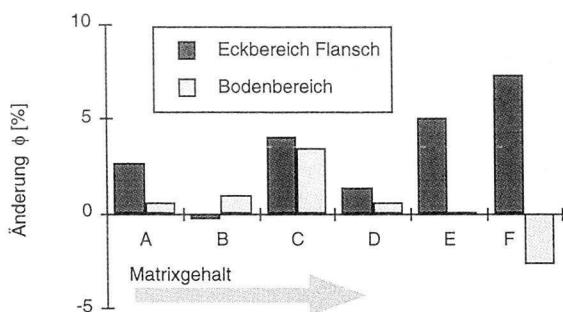


Bild 3.54 Änderung des Faservolumengehaltes im Formteil (bezogen auf das jeweilige Halbzeug)

Bild 3.55 zeigt Matrixfließvorgänge in Form eines Schlifffbildes. Man erkennt auch die Deformation der Rovings im Bereich der dargestellten Faltenbildung. Trotz der Überlappung der untersten Gewebelage wird über Matrixfließvorgänge und Rovingdeformation noch eine Anpassung an die Werkzeugoberfläche erreicht. Die Änderung der Faserorientierung und der Dicke ist auf die Gewebescherung zurückzuführen.



0,5 mm

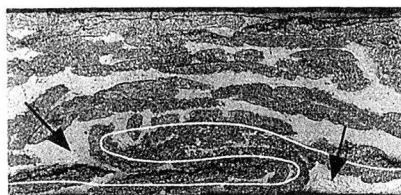


Bild 3.55 Verdichtungserscheinungen und Matrixmigration (Pfeile) innerhalb eines Formteils. Links: Ursprünglicher (unverformter) Zustand, rechts: Eckbereich mit Gewebescherung und Faltenbildung.

Für die Oberflächentopographie ist der über der gesamten Fläche möglichst gleichmäßige Druck im geschlossenen Werkzeug von großer Bedeutung. Die mittels opto-elektronischem 3D-Laser (UBM-Meßtechnik) vermessenen gemittelten Rauhtiefen liegen bei ausreichendem Druck von ca. 2 MPa bei 40-50 μm , bei unzureichend niedrigem Druck infolge eines nicht überall vollständig schließenden Werkzeuges bei etwa 250-300 μm . Dies ist insbesondere für zu lackierende Bauteile zu beachten, bei denen die Wahrnehmung der Verstärkungsgewebe mit dem menschlichen Auge unerwünscht ist. Auf die Wahrnehmbarkeit einer Gewebestruktur, die sich durch die Lackschicht abbildet, haben neben den Druckverhältnissen im Umformwerkzeug aber auch Garnfeinheit, Bindungstyp, verwendete Matrix und Lackierverfahren einen nicht zu vernachlässigenden Einfluß. Bild 3.56 zeigt die mittels Laser vermessenen Oberflächentopographien lackierter Organobleche mit gleicher Gewebeverstärkung, jedoch unterschiedlichem Matrixtyp. Bei den unlackierten Proben ist die Gewebestruktur deutlich wahrnehmbar, die Amplituden liegen hier bei etwa 50 μm . Im Fall des lackierten Polyamid 6-Organoblechs kann die mittlere Rauhtiefe auf ca. 4 μm verringert werden; eine Gewebestruktur ist nicht mehr erkennbar. Aufgrund des unterschiedlichen thermischen Verhaltens von PA 12 gegenüber PA 6 bei der Aushärtung des Lacksystems (Aushärtetemperatur ca. 90 °C) bleibt die Gewebestruktur im Fall des Polyamid 12-Organobleches jedoch weiterhin sichtbar.

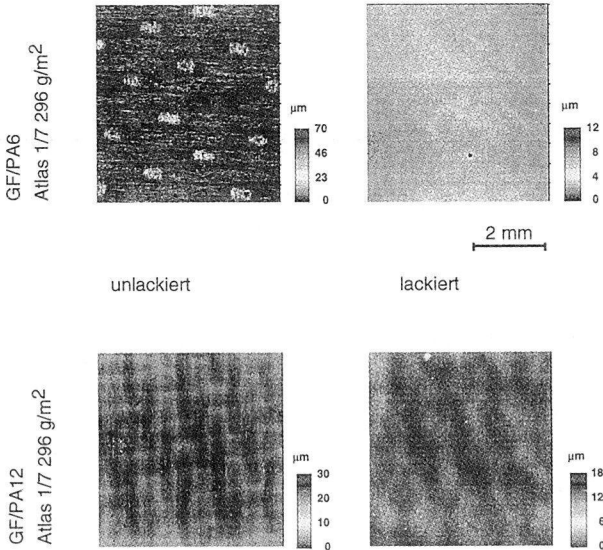


Bild 3.56 Oberflächentopographien lackierter Organobleche [47]

Als wichtigste Ergebnisse hinsichtlich umformrelevanter Matrixfließvorgänge können festgehalten werden:

- Die Materialaufdickung infolge der Gewebescherung ist stark abhängig von Gewebekonstruktion und Lagenaufbau.
- Die Streuung des Faservolumengehaltes innerhalb eines tiefgezogenen Formteils und somit die Fließvorgänge in der Formteilebene sind vergleichsweise gering.
- Mit keinem der untersuchten Halbzeugsysteme kann eine völlige Angleichung an die vorgegebene konstante Preßspaltgeometrie erreicht werden.
- Eine Komprimierung in Dickenrichtung ist stark abhängig vom Faservolumengehalt. Eine gute Anpassung des Halbzeuges an eine vorgegebene konstante Formteildicke kann erst mit sehr hohen Matrixgehalten erzielt werden.
- Druckunterschiede im geschlossenen Werkzeug infolge einer mangelnden Anpassung von Formteildickenverteilung und Preßspalt führen zu mangelnder Rekonsolidierung der einzelnen Halbzeuglagen (Delaminationen) und Einbußen der Oberflächengüte. Grundsätzlich ist daher der Preßspalt (z.B. durch FE-Simulation) der Dickenverteilung der Halbzeuge anzupassen, die sich bei der freien Drapierung über die Werkzeuggeometrie ergibt.

3.6 Reibungsvorgänge

Die Kenntnis über die während der Umformung auftretenden Reibkräfte zwischen Organoblech und Werkzeug ist in dieser Arbeit vor allem für die Niederhaltetechnik von Bedeutung, da über flächige Niederhalter Membranspannungen induziert werden können. Zur Quantifizierung der Reibung unter verschiedenen Bedingungen (Normalkraft, Temperatur, Geschwindigkeit) kommt eine neu konstruierte Vorrichtung nach Bild 3.57 zum Einsatz. Darin wird eine streifenförmige Materialprobe von 30 mm Breite mittels Federpaketen definiert zwischen zwei Stahl-Klemmbacken eingespannt, deren Oberflächen die Werkzeugoberfläche simulieren. Die Klemmfläche beträgt 4050 mm^2 . Die Federvorspannung kann über eine Stellschraube vorgewählt werden. Durch eine Steckverbindung mit der Traverse einer Zugprüfmaschine kann dann definiert Kraft aufgebracht werden, um die Probe aus der Einspannung herauszuziehen. Für die Untersuchungen werden 5-lagige glasgewebeverstärkte PA12- und PP-Organobleche herangezogen (vgl. Tabelle 3.2 und Tabelle 3.3).

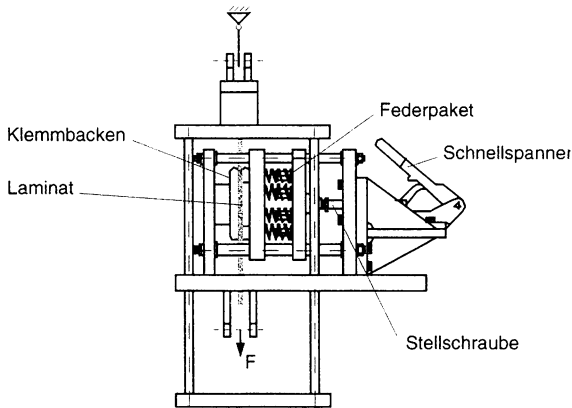


Bild 3.57 Streifenanzugsvorrichtung zur Quantifizierung der Reibung zwischen Laminaten und Werkzeugoberfläche

Bei den Auszugsversuchen mit kalten Klemmbacken zeigt sich ein nahezu linearer Zusammenhang zwischen Klemm- und Auszugskraft, Bild 3.58. Legt man die Gültigkeit des Coulombschen Reibgesetzes zugrunde, so ergibt sich aus der Steigung der Ausgleichsgeraden (Auszugskraft/Klemmkraft) ein mittlerer Reibfaktor μ von 0,28. Dieser ist sowohl von der Oberflächengüte des Werkzeugs als auch des Halbzeugs abhängig. Der Einfluss der Geschwindigkeit scheint dagegen vernachlässigbar gering, Bild 3.59. Nach Überwindung der anfänglichen Haftung (μ_{Haftung} ist stets größer als μ_{Reibung}) stellt sich bei 20 mm/min

Auszugsgeschwindigkeit nahezu die gleiche Auszugskraft wie bei 10-facher Geschwindigkeit ein.

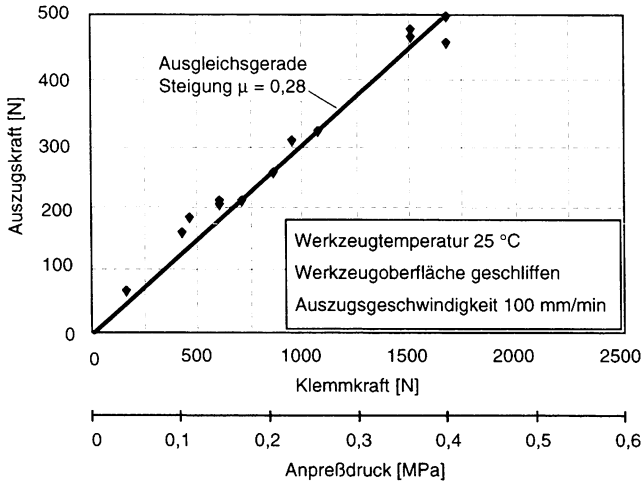


Bild 3.58 Linearer Zusammenhang zwischen Anpreß- und Auszugskraft

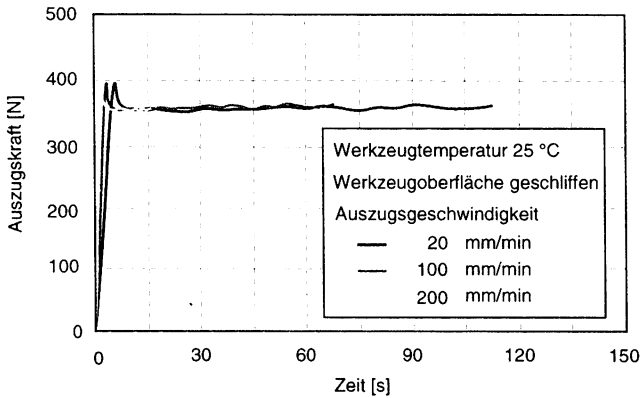


Bild 3.59 Einfluß der Auszugsgeschwindigkeit auf die Auszugskraft

Im realen Umformprozeß wird ein erwärmtes Laminat zwischen Metallwerkzeugen mit geringerer Temperatur tiefgezogen. Die anfänglich schmelzflüssige Matrix verfestigt sich dabei mit zunehmender Zeit bzw. Ziehtiefe. Den Einfluß des physikalischen Zustandes der Matrix auf die Reibung mit den Formwerkzeugen verdeutlicht Bild 3.60. Im Vergleich zu einem kalten Laminat ergibt sich der über Schmelztemperatur erwärmten Probe ein um den Faktor 1,4 höherer Wert für die Auszugskraft und somit den Reibfaktor μ . Beim ersten Kontakt zwischen Laminat und Werkzeug kommt es zur Abbildung der geschliffenen Werkzeugoberfläche auf den Laminat-Außenflächen. Sind diese erstarrt, so kommt es zu einer Mikroverzahnung zwischen Probe und Klemmbacken, die durch eine höhere Auszugskraft überwunden werden muß.

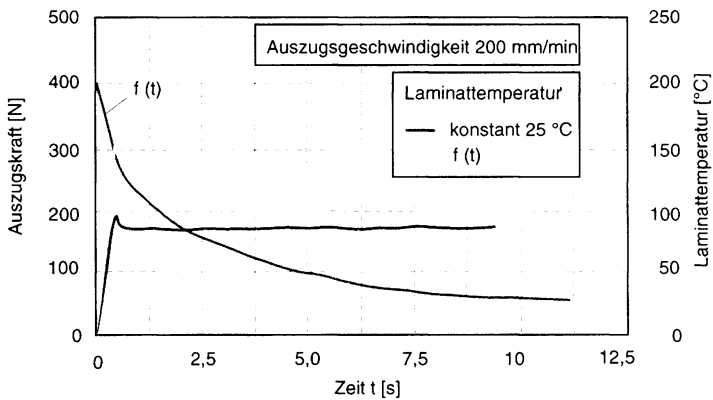


Bild 3.60 Einfluß der Laminattemperatur auf die Auszugs-(Reib-)kraft, Werkzeugoberfläche geschliffen ($R_z = 7,39 \mu\text{m}$, $R_{\text{max}} = 8,42 \mu\text{m}$)

Werden die Klemmbacken über Schmelztemperatur erwärmt, so verringert sich die Reibung erheblich, Bild 3.61. Durch das Aufschmelzen der Matrix kommt es an den Oberflächen der Lamine zur Ausbildung eines reibungsmindernden flüssigen Films. Dabei weichen die Meßwerte der mit Polypropylen imprägnierten Organobleche nur unwesentlich von denen der mit Polyamid imprägnierten Proben ab. Auch die Feinheit der Gewebe hat lediglich einen geringen Einfluß. Treten jedoch größere Relativbewegungen bei längeren Verweilzeiten zwischen den Klemmbacken auf, so kommt es zu einem Anstieg der Auszugskraft und des Reibwertes, Bild 3.62. Dies ist mit Matrixmigration zu erklären: Flüssige Matrix wird zu den Probenrändern hin verdrängt, dabei vermindert sich die Dicke des reibungsmindernden Films an den Probenoberflächen. Es kommt zur Reibung der Verstärkungsfilamente mit den Klemmbacken.

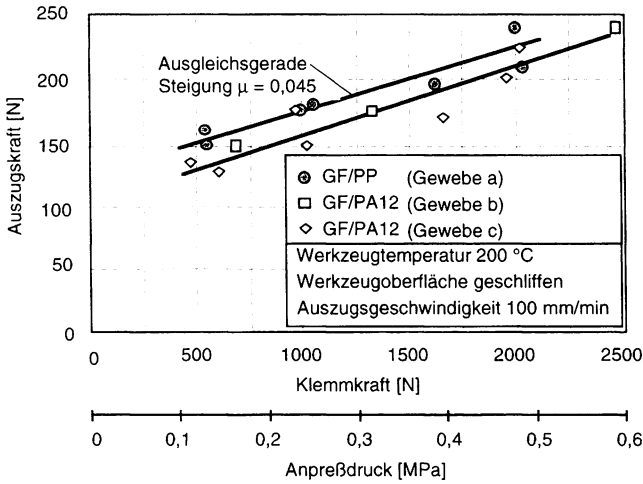


Bild 3.61 Reibverhältnisse bei $T = 200\text{ °C}$.

Gewebe a: 560 g/m^2 (Hybridgarngewebe), Körper-2/2-Bindung, 4,4 Fäden/cm in Kett- und Schußrichtung; Gewebe b: 390 g/m^2 , Körper-2/2-Bindung, 6 Fäden/cm in Kett- richtung, 6,7 Fäden/cm in Schußrichtung; Gewebe c: 296 g/m^2 , Atlas-1/7-Bindung, 22 Fäden/cm in Kett- richtung, 21 Fäden/cm in Schußrichtung (US-Style 7781)

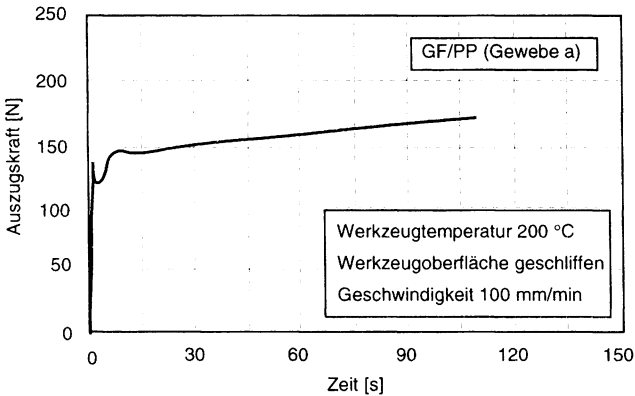


Bild 3.62 Anstieg der Auszugskraft durch Matrixmigration

Anders als im erstarrten Zustand ist bei einer Prüftemperatur von 200 °C ein Einfluß der Auszugsgeschwindigkeit feststellbar, Bild 3.63. Bei einer 10-fach höheren Geschwindigkeit kommt es bei einem Polyamid-Organoblech zu einem Anstieg der Auszugskraft um über 50 %. Dies liegt an dem strukturviskosen Verhalten der schmelzflüssigen thermoplastischen Matrix. Dieser Effekt wird auch durch die Untersuchungen von MURTAGH [48] belegt.

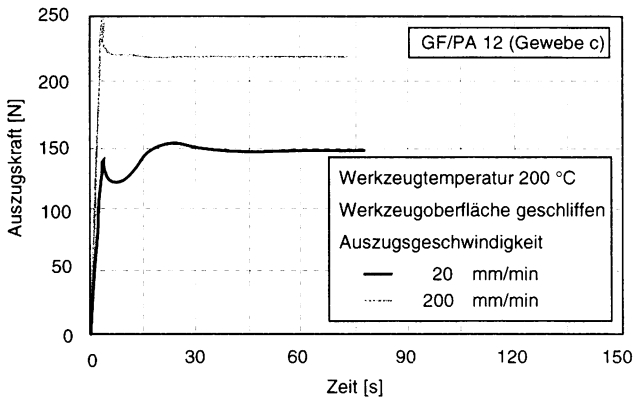


Bild 3.63 Einfluß der Auszugsgeschwindigkeit auf die Reibung bei $T = 200\text{ °C}$

Folgende Ergebnisse können aus den Experimenten abgeleitet werden:

- Die Reibkräfte zwischen Werkzeug und Laminat weisen eine lineare Abhängigkeit von der Anpreßkraft auf.
- Bei kalten bzw. erstarrten Organoblechen ist nicht mit einer Abhängigkeit der Reibkraft von der Auszugsgeschwindigkeit zu rechnen. Diese tritt jedoch über Schmelztemperatur auf.
- Weisen die Werkzeugoberflächen Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur des verwendeten Thermoplasts auf, so vermindert sich die Reibung um nahezu eine Größenordnung.
- Der Einfluß der Oberflächentextur (unterschiedliche Gewebetypen) auf die Reibung ist gering.
- Beim Übergang der thermoplastischen Matrix vom schmelzflüssigen in den festen Zustand kommt es zu einer Erhöhung der Reibung. Dies ist beim Stempelumformen mit flächigem Niederhalter zu berücksichtigen. Je nach Laminat- und Werkzeugtemperatur eingestellter Abkühlrate verändert sich die über den Niederhalter eingeleitete Spannung.

4 Prozeßführung

Bild 4.1 illustriert eine mögliche Prozeßkette zur Herstellung gewebeverstärkter Formteile aus Organoblechen. Für die Umformung werden die Halbzeuge dabei einem Vorrat entnommen und in einem Ofen über Schmelztemperatur erwärmt. Mittels einer geeigneten Handhabungsvorrichtung (Roboter, Schlitten) wird das erwärmte Halbzeug in eine Presse transferiert und tiefgezogen. Nachfolgend sollen die wesentlichen Bestandteile des Stempelumformprozesses, nämlich Aufheizverfahren, Werkzeug- und Niederhaltesysteme hinsichtlich ihrer Auswirkungen auf das Produkt diskutiert werden, um abschließend aus den in dieser Arbeit gewonnenen Ergebnissen die wichtigsten praxisrelevanten Prozeßgrenzen zu definieren.

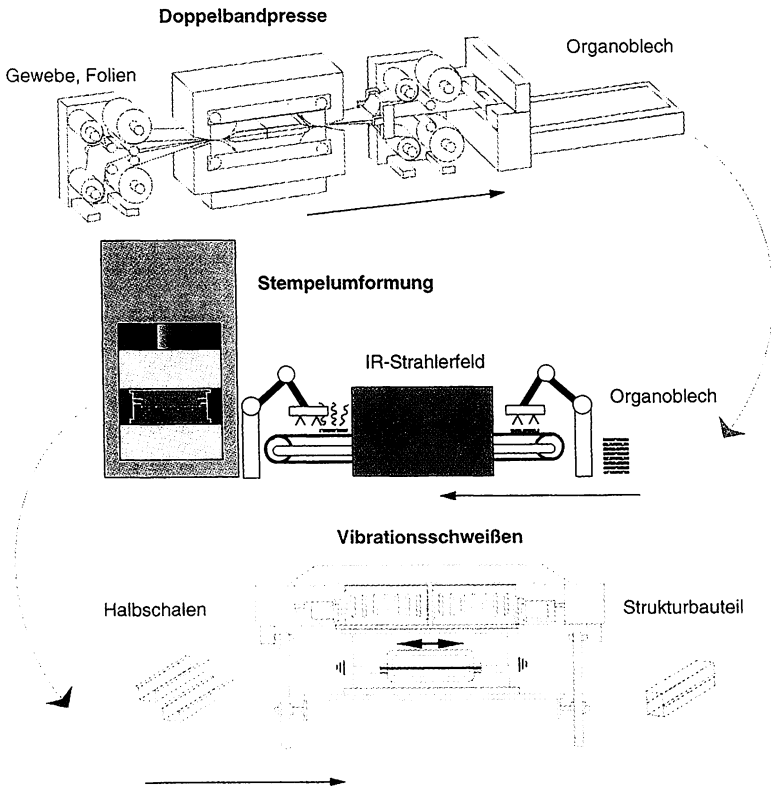


Bild 4.1 Prozeßkette zur Formteilherstellung aus Organoblech [55]

4.1 Aufheizverfahren

Eine Erwärmung der Organobleche vor der Umformung bis zum Aufschmelzen der thermoplastischen Matrix ist grundsätzlich notwendig, um die für den Drapierungsprozeß notwendigen Gleit- und Scherbewegungen der kontinuierlichen Fasern gegeneinander zu ermöglichen. Kaltumformungen ohne Schädigung von Fasern sind nicht möglich. Aus wirtschaftlicher Sicht ist dabei eine zeitliche Entkopplung des Aufheiz- und Umformtaktes sinnvoll, damit sich die Taktzeit pro Formteil nach dem jeweils kürzesten Glied der Kette richten kann. Dies ist z.B. über Förderbänder möglich, die in zeitlichen Abständen mit Material belegt werden, so daß alle 10-15 s eine getackete Beschickung der Umformpresse möglich ist. Prinzipiell stehen drei Arten der Wärmeübertragung als Aufheizmethoden zur Verfügung: direkte Wärmeleitung durch Kontakt, erzwungene Konvektion und Strahlung. Für die Auslegung und Beurteilung von Heizungsanlagen ist es hilfreich, die notwendige Erwärmungsdauer rechnerisch abschätzen zu können.

4.1.1 Konduktion (Kontaktheizung)

Die allgemeine Form der Fourierschen DGL zur Ermittlung der Wärmeleitung lautet:

$$\frac{\delta T}{\delta t} = a \left(\frac{\delta^2 T}{\delta x^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta y^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta z^2} \right) \quad (4.1)$$

Darin bedeuten T Temperatur, t Zeit und a Temperaturleitfähigkeit. Die Temperaturleitfähigkeit ergibt sich aus dem Verhältnis von Wärmeleitfähigkeit zum Produkt aus Dichte ρ und spezifischer Wärmekapazität c. Für die Wärmeleitfähigkeit senkrecht zur Faserrichtung und die spezifische Wärmekapazität des Verbundwerkstoffs gelten nach [83] Mischungsregeln, Gl. (4.2) und (4.3).

$$\lambda_V = (1 - v_F) \lambda_M + \frac{\lambda_M \sqrt{v_F}}{1 - \sqrt{v_F} \left(1 - \frac{\lambda_M}{\lambda_F} \right)} \quad (4.2)$$

$$c_p = \frac{1}{\rho_v} (v_F \rho_F c_{pF} + v_M \rho_M c_{pM}) \quad (4.3)$$

Darin bedeuten v_i Volumenanteile, Index F=Fasern, M=Matrix, V=Verbund. Da die Dicke des zu erwärmenden Organobereichs klein gegenüber Breite und Länge ist, können Wärmeleitvorgänge in y/z-Richtung (Halbzeugebene) vernachlässigt werden. Mit den Anfangsbedingungen T_0 als Ausgangstemperatur des Halbzeuges und T_H als Heizplattentemperatur sowie der Berücksichtigung des symmetrischen Aufbaus (kein Temperaturgradient in der Mitte des Halb-

zeugs, $\delta T/\delta x=0$ bei $x=0$) ergibt sich nach [84] eine Lösung für die DGL (4.1):

$$T(x, t) = T_H - (T_H - T_0) \left(\sum_{i=1}^{\infty} \frac{-4(-1)^i}{(2i-1)\pi} \cdot e^{-\left(\frac{(2i-1)\pi}{2}\right)^2 \cdot \frac{\lambda t}{c_p \cdot \rho \cdot x_0^2}} \cdot \cos\left(\frac{2i-1}{2} \cdot \frac{\pi x}{x_0}\right) \right) \quad (4.4)$$

Darin bedeuten x die Wegvariable, x_0 die halbe Halbzeugdicke und t die Aufheizzeit. Da im weiteren lediglich die Mittentemperatur bei $x=0$ interessiert fällt der Cosinustherm in Gl. (4.4) weg. Durch Abbruch nach dem ersten Summenglied und Auflösung nach t erhält man einen vereinfachten Ausdruck nach Gl. (4.5) für die Aufheizzeit, die benötigt wird, um ein gegebenes Halbzeug auf eine bestimmte Mittentemperatur T_M zu erwärmen.

$$t(T_M) = -\ln\left(\frac{T_H - T_M}{T_H - T_0} \cdot \frac{\pi}{4}\right) \cdot \frac{4c_p \rho x_0^2}{\pi^2 \lambda_V} \quad (4.5)$$

Dabei ist jedoch zu beachten, daß auch die Stoffwerte einer Temperaturabhängigkeit unterliegen. Für möglichst exakte Berechnungsergebnisse sollte c_p daher nicht nach Gl. (4.3) aus den Werten für Fasern und Matrix errechnet, sondern mittels dynamischer Differenzkalorimetrie (DSC) direkt für den Verbundwerkstoff bestimmt werden.

4.1.2 Erzwungene Konvektion (Umluftofen)

Zur Lösung der Fourierschen DGL nach Gl. (4.1) werden auch hier als Randbedingungen angenommen, daß Wärmeströme nur in Dickenrichtung des Halbzeugs berücksichtigt werden müssen und das Temperaturprofil symmetrisch ist. Für unendlich lange Zeiten ergibt sich ein Temperatursgleich zwischen Halbzeug und Umgebungstemperatur. Aus der Energiebilanz folgt an den Oberflächen des Halbzeugs Gl. (4.6).

$$\lambda \cdot \left. \frac{\delta T}{\delta x} \right|_{x=\pm L} = -\alpha (T_{OF} - T_u) \quad (4.6)$$

Darin ist L die halbe Dicke des Halbzeugs, T_{OF} die Oberflächentemperatur und T_u die Umgebungstemperatur. Nach [84] ergibt sich mit der Biot-Zahl nach Gl. (4.7) und der Fourier-Zahl nach Gl. (4.8) für die Mittentemperatur des Halbzeugs T_M Gl. (4.9).

$$Bi = \frac{\alpha \cdot l}{\lambda} \quad (4.7)$$

$$F_0 = \frac{4at}{d^2} \quad (4.8)$$

$$T_M = T_o + (T_u - T_o) \left(1 - \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2Bi}{Bi(Bi+1) + u_n^2} \cdot \frac{1}{\cos(u_n)} \cdot e^{-u_n^2 \cdot \frac{4at}{d^2}} \right) \quad (4.9)$$

Zur Bestimmung der Biot-Zahl muß zunächst der Wärmeübergangskoeffizient α für längs angeströmte Platten ermittelt werden. Ob laminare oder turbulente Strömung vorliegt, kann mit Hilfe der Reynolds bzw. Prandtl-Zahl berechnet werden, Gl. (4.10)-(4.11).

$$Re = \frac{\rho w l}{\eta} \quad (4.10)$$

$$Pr = \frac{\nu}{a} \quad (4.11)$$

Darin sind w die Strömungsgeschwindigkeit, η die dynamische Viskosität der Heizungsluft, l die charakteristische Länge und ν die kinematische Viskosität. Für laminare Strömung muß $Re < 5 \cdot 10^5$ und $0,6 < Pr < 2000$ gelten, für turbulente Strömung $5 \cdot 10^5 < Re < 10^7$ und $0,6 < Pr < 2000$. Die Nusselt-Zahl kann dann nach Gl. (4.12) bzw. Gl. (4.13) ermittelt werden, der Wärmeübergangskoeffizient α folgt aus Gl.(4.14).

$$Nu_{lam} = 0,664 Re^{\frac{1}{2}} Pr^{\frac{1}{3}} \quad (4.12)$$

$$Nu_{turb} = \frac{0,037 Re^{0,8} Pr}{1 + 2,443 Re^{-0,1} \left(Pr^{\frac{2}{3}} - 1 \right)} \quad (4.13)$$

$$\alpha = \frac{Nu \cdot \lambda}{l} \quad (4.14)$$

In Gl. (4.9) sind u_n die n 'ten Lösungen der transzendenten Gleichung $u \cdot \tan(u) = Bi$, die man für verschiedene Biot-Zahlen Tabellen entnehmen kann [84]. Für eine Fourier-Zahl $> 0,5$ und eine Biot-Zahl $< 1,0$ kann Gl. (4.9) mit hinreichend guter Annäherung bereits nach dem 1. Glied abgebrochen werden. Es folgt dann für die Ermittlung der Heizzeit bis zu einer gewünschten Mittentemperatur T_M Gl. (4.15).

$$t(T_M) = \ln \left(\left(1 - \frac{T_M - T_0}{T_u - T_0} \right) \cdot \frac{(Bi(Bi + 1) + u_1^2) \cos(u_1)}{2Bi} \right) \cdot \frac{d^2}{-4u_1^2 a} \quad (4.15)$$

4.1.3 Strahlung

Bei der Wärmestrahlung handelt es sich um einen Energietransport durch elektromagnetische Schwingungen, die z.B. von Halogen-, Keramik- oder Quarzstrahlern im Infrarot-Wellenlängenbereich (1,5 - 12 μm) ausgesendet werden. Je nach Wellenlänge der Infrarot-Strahler ist die Eindringtiefe in das zu erwärmende Gut unterschiedlich. Kurzwellige Strahlung kann bis zu einigen zehntel Millimetern eindringen, langwellige Strahlung wird dagegen vorwiegend an der Oberfläche absorbiert und von dort durch Wärmeleitung ins Materialinnere weitertransportiert [85]. Zur Lösung der Fourierschen DGL nach Gl. (4.1) werden folgende Annahmen getroffen:

- Eindimensionaler Wärmestrom (nur in Dickenrichtung des Halbzeugs).
- Konstanter zugeführter Wärmestrom auf beide Halbzeugoberflächen.
- Kein Temperaturgradient in der Mitte des Halbzeugs.
- Keine Wärmeabgabe durch Konvektion.

Mit der Anfangstemperatur T_0 des zu erwärmenden Halbzeugs ergibt sich dann eine Lösung der DGL nach Gl. (4.16).

$$T_M(t) = T_0 + \frac{\dot{q}_0 d}{2\lambda} \left(\frac{4at}{d^2} - \frac{1}{6} - \frac{2}{\pi^2} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^n}{n^2} \cdot e^{-n^2 \pi^2 4at/d^2} \right) \quad (4.16)$$

Für Fourier-Zahlen $> 0,8$ kann Gl. (4.16) nach [84] bereits nach dem 1. Glied abgebrochen und vereinfacht in Form von Gl. (4.17) dargestellt werden.

$$T_M(t) = T_0 + \frac{q_0 d}{2\lambda} \left(\frac{4at}{d^2} - \frac{1}{6} \right) \quad (4.17)$$

Daraus folgt nun unmittelbar die Heizzeit t , die bis zur Erwärmung des Halbzeugs auf eine gewünschte Mittentemperatur T_M erforderlich ist, Gl. (4.18).

$$t(T_M) = \left(\frac{(T_M - T_0) 2\lambda}{q_0 d} + \frac{1}{6} \right) \frac{d^2}{4a} \quad (4.18)$$

Ein Problem ist jedoch die Ermittlung des absorbierten Wärmestroms q_0 . Der verhältnismäßig leicht zu berechnende durch die Strahler emittierte Wärmestrom wird nämlich durch schwer erfassbare Verlustwärmeströme vermindert. Dies sind vor allem Verluste durch Konvektion und Reflexion am Halbzeug. Die Berechnung der erforderlichen Heizzeit für beliebige Materialien wird dadurch stark erschwert. Eine Bestimmung von q_0 kann jedoch für ein bestimmtes Materialsystem durch Temperaturmessung am Halbzeug und Rückrechnung mittels Gl. (4.18) vorgenommen werden.

4.1.4 Vergleich unterschiedlicher Aufheizverfahren

Zum Vergleich errechneter und gemessener Temperaturverläufe wird zunächst mittels DSC eine c_p -Wert-Bestimmung des zu untersuchenden Materials durchgeführt. Man erkennt die starke Temperaturabhängigkeit dieses Stoffwertes, Bild 4.2. Der Verlauf kann für die weitere Berechnung mit Hilfe einer Geraden angenähert werden. Bild 4.3 zeigt die für die Mitte errechneten und mittels Ni-Cr-Ni-Thermoelement gemessenen Temperaturverläufe bei der Erwärmung eines 2 mm dicken glasgewebeverstärkten Polyamid-12-Organoblechs mit 50 % Faservolumengehalt. Die für die Stoffwerte in Gl. (4.5) und (4.15) eingesetzten Zahlenwerte sind in Tabelle 4.1 zusammengestellt. Die Ausgangstemperatur des Halbzeuges beträgt 20 °C, die Endtemperatur 200 °C (Kontaktheizplatten- und Umluftofentemperatur). Die Kontaktheizung besteht aus elektrisch beheizten Kupferplatten. Als Umluftofen wird ein GMT-Ofen verwendet. Die Erwärmung durch Infrarotstrahlung erfolgt in einem GEISS-Quarzglasstrahlerfeld.

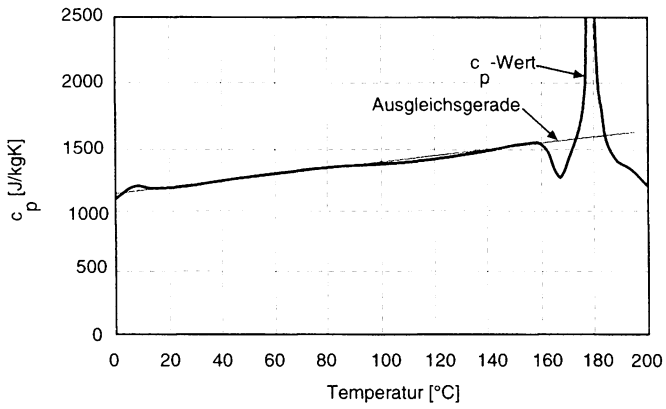
Bild 4.2 c_p -Wert Verlauf eines GF/PA12-Organblechs in Abhängigkeit der Temperatur

Tabelle 4.1 Stoffwerte

c_p	$1042+3,28 \cdot T$	[J/kgK]
λ_V	0,5	[W/mK]
ρ	1620	[kg/m ³]
Bi	5	[-]
u_1	1,31	[-]
α	36	[W/m ² K]

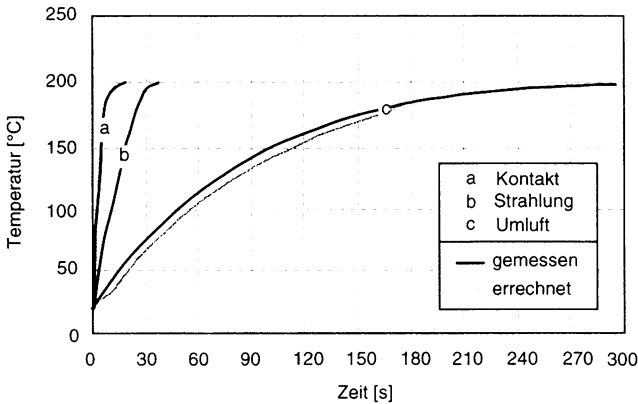


Bild 4.3 Vergleich unterschiedlicher Heizverfahren für Organobleche

Man erkennt die gute Übereinstimmung der errechneten und gemessenen Werte, wenn für die Stoffwerte keine konstanten-, sondern temperaturabhängige Werte verwendet werden, Bild 4.3.

Mit Hilfe einer Kontaktheizung kann die Aufheizung in der kürzest möglichen Zeit (hier etwa 12 s) realisiert werden. Bei entsprechend höheren Heizplattentemperaturen (z.B. 220 °C) kann diese Zeit nochmals mehr als halbiert werden. Da bei dünnwandigen Laminaten die Oberflächentemperatur der Mittentemperatur immer nur um wenige Grad vorseilt und die Heizzeiten insgesamt sehr kurz sind, ist die Gefahr von thermischen Schädigungen der thermoplastischen Matrix verhältnismäßig gering. Die Wärme wird außerdem nahezu verlustfrei, d.h. mit einem hohen Wirkungsgrad und vergleichsweise geringem Einsatz elektrischer Energie zugeführt. Ein Vorzug der Kontaktheizung für Organobleche besteht auch in der Möglichkeit der Nachimprägnierung von unvollständig konsolidierten Halbzeugen, da während der Erwärmung auch Druck appliziert werden kann. So ist z.B. die Verarbeitung von Hybridgarngeweben, bei denen auch die Matrixkomponente in Filamentform vorliegt, auf einfache Weise mit dem Stempelumformverfahren ohne Zwischenschaltung einer Doppelbandpresse zu realisieren. Durch Applikation einer Flächenpressung können auch Delaminationen der mehrlagigen Halbzeuge vermieden werden. Kontaktheizungen zeichnen sich außerdem durch eine gleichmäßige Temperaturverteilung aus. Durch die schmelzflüssigen Polymere entstehen jedoch auch Adhäsionsprobleme, die derzeit großtechnisch noch nicht beherrscht werden. Unerwünschte Haftung des Halbzeugs an den Heizplatten hätte in einer Serienfertigung Produktionsunterbrechungen zur Folge. Großflächige, automatisch arbeitende Kontaktheizungen für Organobleche sind derzeit am Markt nicht verfügbar.

Umluftheizungen können dagegen in beliebigen Größen und unterschiedlichsten Ausstattungsmerkmalen als vollautomatisierte Einheiten beschafft werden (GMT-Verarbeitung). Ein Vorteil des Verfahrens gegenüber der Kontaktheizung ist die Kontaktfreiheit mit dem Halbzeug. Dagegen sind die erforderlichen Verweilzeiten der Halbzeuge mit (je nach Materialdicke) 5-10 Minuten vergleichsweise lang. Auch mit höheren Umluftgeschwindigkeiten können diese nicht erheblich reduziert werden. Eine Nachimprägnierung von Halbzeugen ist mit diesem Aufheizverfahren nicht möglich. Bei der Umluftheizung können zudem thermisch-oxidative Materialschädigungen auftreten. Die insgesamt relativ lange Verweilzeit des Halbzeuges unter Temperatur und Luftsauerstoff kann sich mit Abbauerscheinungen der Matrix bemerkbar machen, die in der Vergangenheit Gegenstand zahlreicher Untersuchungen waren [86]-[90]. Im Fall des Polyamids handelt es sich dabei um intermolekulare Vernetzungserscheinungen, die durch Verkürzung der Molekülketten bedingt sein können. Diese Molekülkettenverkürzung kann nach [86] durch den temperaturbedingten Aufbruch von C-H-Bindungen hervorgerufen werden. Die dabei entstehenden Radikale führen dann zu Vernetzungen mit benachbarten Molekülen; es entsteht ein hochmolekularer Verbund. Bei Anwesenheit von Sauerstoff können C-H-Bindungen auch durch den Entzug der Wasserstoffatome durch den Sauerstoff aufgebrochen werden. Dabei kommt es ebenfalls zur Bildung von Radikalen und Vernetzungen. Diese Vernetzungen beeinträchtigen die mechanischen Eigenschaften des Kunststoffes und machen sich darüber hinaus mit einer unerwünschten Braunfärbung der Halbzeuge bemerkbar, Bild 4.4. Die sogenannte Oxidationsstabilitätszeit eines Polymers kann jedoch durch Zugabe entsprechender Stabilisatoren gesteigert werden.

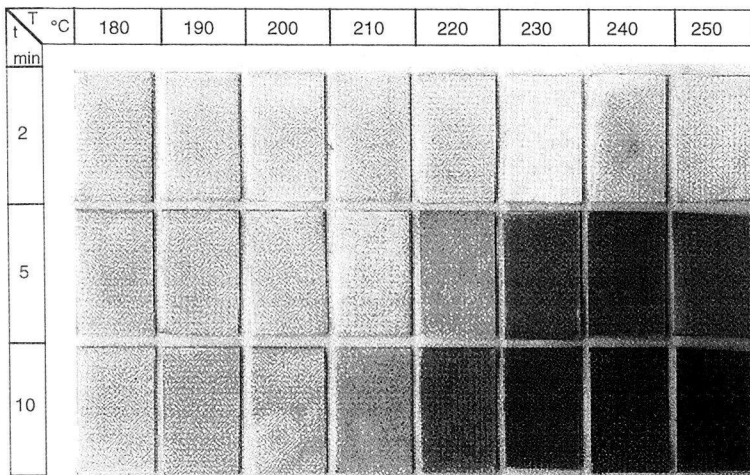


Bild 4.4 Braunfärbung durch thermisch-oxidativen Abbau von Polyamid 6 bei Erwärmung im Umluftofen

Die zur Aufheizung im Infrarotstrahlerfeld benötigte Verweilzeit ist gegenüber der Umluftheizung gering. Auch hierbei handelt es sich um ein berührungsloses Verfahren, bei dem Adhäsionsprobleme mit dem schmelzflüssigen Halbzeug vermieden werden können. Infrarotstrahlerfelder werden in der Kunststoffverarbeitung bereits seit Jahrzehnten eingesetzt und sind dementsprechend technisch ausgereift und am Markt in allen Größen verfügbar. Durch die hohen Aufheizraten und die drucklose Erwärmung kann es hier im Gegensatz zur Kontaktheizung zu unerwünschten Delaminationen in den Organoblechen kommen. Diese treten insbesondere bei wasserabsorbierenden Matrixsystemen auf. Wasser verdampft unter normalen Bedingungen bei etwa 100 °C. Im Polymer absorbiertes Wasser kann jedoch schlagartig bei wesentlich höheren Temperaturen verdampfen. Dies tritt ein, wenn bei hohen Aufheizraten der Thermoplast auch bei 100 °C zunächst noch fest, bei Erreichen der Schmelztemperatur jedoch flüssig wird. Die jeweils einige cm³-großen Dampfblasen führen dann zur Ablösung einzelner Gewebelagen, Bild 4.5. Diese Effekte werden auch durch die von SHIN durchgeführten Untersuchungen bestätigt [91].

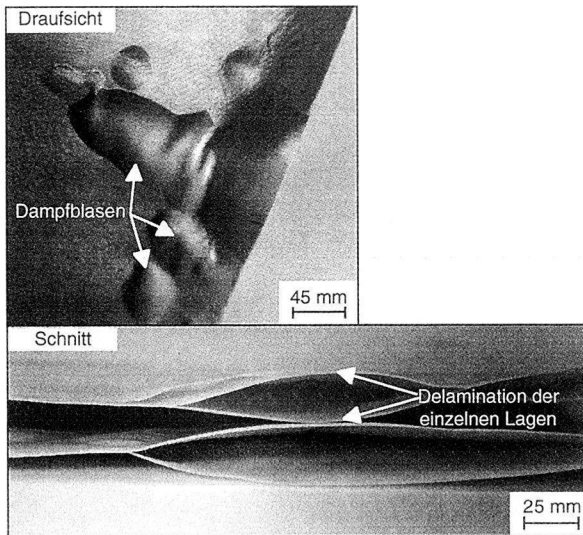


Bild 4.5 Dampfblasenbildung bei der IR-Erwärmung von GF/PA6-Organoblech

Auch nach der Re-Konsolidierung der auf diese Weise vorgeschädigten Organobleche im Umformwerkzeug sind die Dampfblasen an der Formteiloberfläche noch sichtbar. Durch den Entzug der Verdampfungswärme kann es darüber hinaus auch zu mechanischen Beeinträchtigungen der Formteile (z.B. Verlust an Biegesteifigkeit) kommen, wenn die Temperatur der Matrix dabei die für eine Wiederverschweißung im Formwerkzeug notwendige kritische Min-

destemperatur bereits unterschritten hat. Organobleche mit im besonderen Maße wasserabsorbierenden Polymeren sind daher vor dem Einsatz von IR-Heizungen vorzutrocknen. Als weitere Nachteile dieser Heizungsart müssen die zumeist rasterförmige Anordnung der einzelnen Keramik- oder Quarzstrahler, die zu unerwünschten Temperaturunterschieden auf der Halbzeugfläche führen können (Größenordnung ca. $\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$) sowie die aufwendige Regelungstechnik benannt werden. Eine Nachimprägnierung von Halbzeugen ist mit diesem Aufheizverfahren ebenfalls nicht möglich.

Bei allen Aufheizverfahren werden beim Erweichen der thermoplastischen Matrix Eigenspannungen frei, die während des Doppelbandpressenprozesses eingefroren wurden. Dies betrifft insbesondere die Oberfläche der Organobleche, deren mittlere Rauhtiefe üblicherweise bei 40–50 μm liegt. Durch die Erwärmung vor der Umformung wird an der Oberfläche jedoch die Gewebestruktur wieder sehr gut erkennbar, Bild 4.6. Eine hohe Oberflächengüte der Formteile kann also allein durch eine ausreichend gleichmäßige Verpressung im geschlossenen Formwerkzeug erreicht werden. Die Oberflächengüte der Halbzeuge ist dagegen unbedeutend.

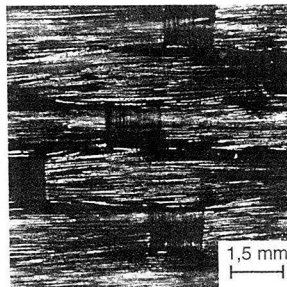


Bild 4.6 Abbildung der Gewebestruktur an der Oberfläche eines erwärmten Organoblechs

Zur Erzielung möglichst kurzer Aufheizzeiten im Sinne einer Prozeßoptimierung für die Großserie ist es sinnvoll, die beschriebenen Heizverfahren hinsichtlich der eingestellten Randbedingungen (Platten-, Umluft- bzw. Strahlertemperatur) auf den jeweiligen Anwendungsfall hin zu optimieren. Durch die Erhöhung der Plattentemperatur in der Kontaktheizung wird sich auch die Aufheizrate erhöhen; dabei dürfen jedoch nicht die für die Zersetzung (Degradation) der Thermoplaste maßgeblichen Grenzwerte überschritten werden.

Bild 4.7 verdeutlicht, welche Zeitersparnis durch Erhöhung der Umgebungstemperatur bei der Erwärmung eines 2 mm dicken glasgewebeerstärkten Polyamid-Organoblechs von Raumtemperatur auf 180 $^{\circ}\text{C}$ Mittentemperatur (Schmelztemperatur) erreicht werden kann. Mit der

Erhöhung des treibenden Temperaturgefälles kommt es zu einer Verringerung der Heizzeit. So nimmt die Erwärmung im Umluftofen bei 180 °C immerhin 5 min in Anspruch; bei einer Umgebungstemperatur von 300 °C sind es dagegen nur 35 s. Entsprechendes gilt für die Kontaktheizung, wobei die Heizzeiten hier um 1 Größenordnung geringer sind. Werden -wie in der GMT-Verarbeitung üblich- Umluftheizungen mit Förderbändern benutzt, ist jedoch die Gefahr von thermooxidativen Abbau groß, wenn es zu Produktionsstillständen kommt, die die Verweilzeit des Materials im Ofen erhöhen.

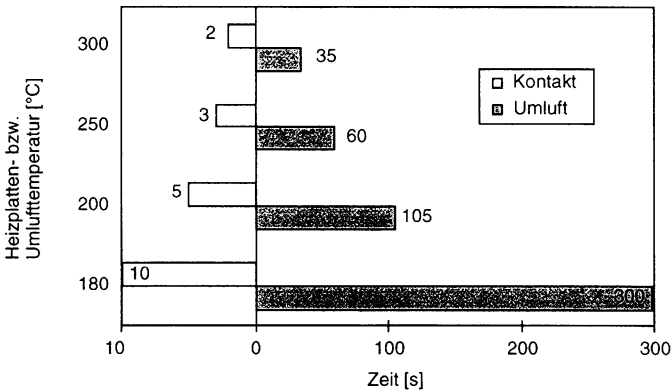


Bild 4.7 Berechnete Zeitdauer der Erwärmung eines 2 mm dicken Polyamid-Organoblechs von Raumtemperatur auf 180 °C Mittentemperatur mittels Umluft- und Kontaktheizung

Eine qualitativ vergleichende Einordnung aller Verfahren hinsichtlich praxisrelevanter Merkmale ist mit einer Matrix gemäß Tabelle 4.2 möglich.

Tabelle 4.2 Praxisrelevante Merkmale unterschiedlicher Aufheizverfahren für Organobleche

Merkmal	Kontakt	Umluft	Infrarot
Halbzeug-Verweilzeit	--	+	-
Gefahr von thermischem/oxidativen Abbau	--	+	-
Delaminationsgefahr	--	-	+
Adhäsionsproblematik	++	--	--

Fortsetzung Tabelle 4.2: Praxisrelevante Merkmale unterschiedlicher Aufheizverfahren

Merkmal	Kontakt	Umluft	Infrarot
Temperaturgleichmäßigkeit	++	++	-
Nachimprägung	++	-	-
Regelbarkeit	+	+	-
Wirkungsgrad	++	0	-
Anlagenkosten	*	+	0
Platzbedarf	-	+	0
Großserientauglichkeit	-	++	++

++ = sehr hoch bzw. lang, + = hoch bzw. lang, 0 = mäßig, - = gering bzw. kurz, -- = sehr gering bzw. kurz

*¹ derzeit nicht für großflächige Halbzeuge (> 2m · 2 m) am Markt verfügbar

4.2 Werkzeugsysteme

Bild 4.8 zeigt ein Formwerkzeug für das Stempelumformen von Organoblechen. Zweckmäßigerweise sollten die Werkzeuge aus Stahl bestehen. Bei Verwendung von Aluminium kann es insbesondere im Bereich von Einlaufadien zu Werkzeugverschleiß (Abrasion) aufgrund der hohen Reibkräfte durch die Verstärkungstextilien kommen. Die Werkzeuge müssen mit fluiden Medien temperiert werden, um auch bei hohem Materialdurchsatz und Wärmeeintrag durch die Halbzeuge eine konstante Temperatur und somit reproduzierbare Abkühlraten zu gewährleisten. Für Werkzeugtemperaturen unter 100 °C kann dabei für den Wärmeabtransport aus dem Werkzeug auch Wasser verwendet werden, bei höheren Temperaturen ein geeignetes Thermoöl. Bei Verwendung nicht parallel geregelter Pressen ist eine Parallelführung der Werkzeuge angebracht, um Kippen der Werkzeughälften gegeneinander zu vermeiden. Für ein einwandfreies Entweichen der Luft sind Entlüftungsbohrungen vorzusehen, deren Anzahl von dem zu verdrängenden Volumen und der Umformgeschwindigkeit abhängt. Bis zu einem Entlüftungsbohrungs-Durchmesser von 2 mm ist dabei nicht mit maßgeblichen Einbußen der Oberflächenqualität zu rechnen. Ein Niederhaltersystem zur Einleitung von Membranspannungen in das Halbzeug ist unbedingt erforderlich. Die Anpresskraft kann über Pneumatikzylinder gesteuert werden. Einlaufadien sollten zur Vermeidung von Faserschädigungen größer als 2 mm sein. Die erzielbaren Fußadien sind auch eine Funktion der Ziehtiefe, vgl. dazu Abschnitt 4.4.

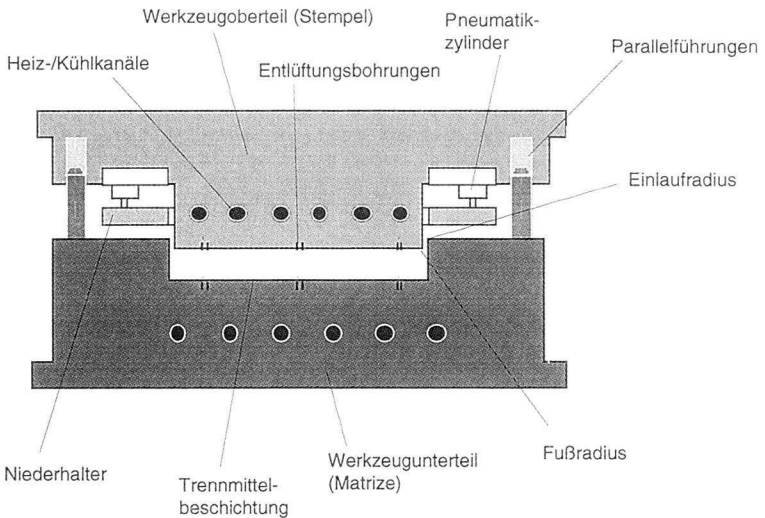


Bild 4.8 Formwerkzeug

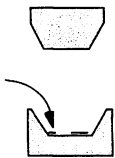
Die Werkzeughälften müssen eine auf das Formteil abgestimmte Preßspaltgeometrie aufweisen (vgl. Abschnitt 3.4 und 3.5). Bei dreidimensionalen Formteilen darf der Preßspalt nicht konstant sein. Die über Gewebescherung hervorgerufenen Aufdickungen der Halbzeuge müssen durch entsprechend größere Spaltmaße berücksichtigt werden, um Delaminationen infolge eines unzureichenden Preßdrucks in ungescherten Bereichen zu vermeiden. Hilfsmittel hierfür ist die rechnergestützte Simulation, mit der Scherwinkel und Dickenverteilung für beliebige Geometrien prognostiziert werden können. Alternativ ist es für den Werkzeugbau auch möglich, zunächst ein Formteil als Prototyp im Autoklaven oder im Stempelumformverfahren mit Gummiswerkzeugen herzustellen. Die Formteildicke kann dann digitalisiert werden, um mit diesen Daten die Formwerkzeuge entsprechend zu fertigen.

Die Entformung der umgeformten Halbschalen wird durch Applikation flüssiger Trennmittel auf der Werkzeugoberfläche erleichtert. Dies gilt speziell für Werkzeugtemperaturen oberhalb 100 °C. Bei geringeren Temperaturen sind spezielle Trennmittel zur Vermeidung von Adhäsionserscheinungen der Halbzeuge mit dem Werkzeug nach den Erfahrungen dieser Arbeit nicht erforderlich. Normalerweise kann nach dem Öffnen der Formwerkzeughälften der Niederhalter auch als Auswerfer benutzt werden. Ist dies aus konstruktiven Gründen nicht möglich, sind andere Auswerfermechanismen im Werkzeug vorzusehen (meist genügt es, über die Entlüftungsbohrungen Preßluft zuzuführen).

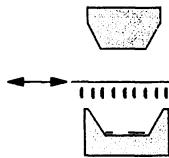
Neuere Werkzeugkonzepte beinhalten neben der Umformung auch bereits das Besäumen der tiefgezogenen Halbschalen. Dabei wird das noch im Werkzeug befindliche Formteil nach dem Erkalten ausgestanzt. Der anfallende Verschnitt kann zerkleinert und beim Doppelbandpressenprozeß der Neuware über eine Streueinrichtung zugesetzt werden.

Zur Herstellung von lokal zusätzlich verstärkten Formteilen aus Organoblech ist eine Vorgehensweise nach Bild 4.9 möglich. Dabei werden vorgefertigte ebene Zuschnitte oder Profile aus Organoblech in das Werkzeug eingelegt. Nach einer kurzen Aufschmelzung der Oberflächen durch ein ein- und ausfahbares Strahlerfeld erfolgt die Umformung. Im geschlossenen Werkzeug kommt es dann unter dem applizierten Druck zur Verschweißung des tiefgezogenen Organoblechs mit den eingelegten Zuschnitten. Auf diese Weise kann ein normalerweise anschließender Prozeßschritt zur Verbindung mehrerer Formteile entfallen. Statt der Organoblech-Zuschnitte können auch Dekorfolien oder metallische Inserts, die mit artgleichem Thermoplast umspritzt sind, eingelegt und mit dem tiefgezogenen Organoblech verbunden werden.

1. Zuschnitte einlegen



2. IR-Feld ein- und ausfahren (Zuschnittoberfläche aufschmelzen)



3. Organoblech einfahren, umformen/fügen und abkühlen

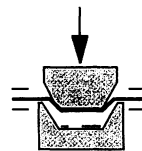


Bild 4.9 Umformung und Verschweißung von Organoblech im „Ein-Schritt-Verfahren“ [92]

Bei der Herstellung von Sandwich-Formteilen, die aus Organoblech-Deckschichten und einem leichten, jedoch schubsteifen Kernmaterial bestehen, kann es durch hohe Umformkräfte zu dessen Kollabierung kommen. Die Druckfestigkeit des Kerns während der Umformung ist also nicht groß genug, um die Umformkräfte ohne Deformation von Deckschicht zu Deckschicht zu übertragen. Dadurch kann es zu erheblichen Formteilungenauigkeiten kommen, Bild 4.10. Abhilfe schafft die Applikation von Vakuum in der Werkzeugmatrize. Durch die Permeabilität des Kernmaterials und die gleichzeitige Abdichtung des Matrizenraumes durch die untere Deckschicht kommt es zusätzlich zu den durch den Stempel auf den Kern übertragenen Kräften zu Druckkräften der Atmosphäre auf die untere Deckschicht. Diese führen dann zur vollständigen Ausformung des Sandwichs [93].

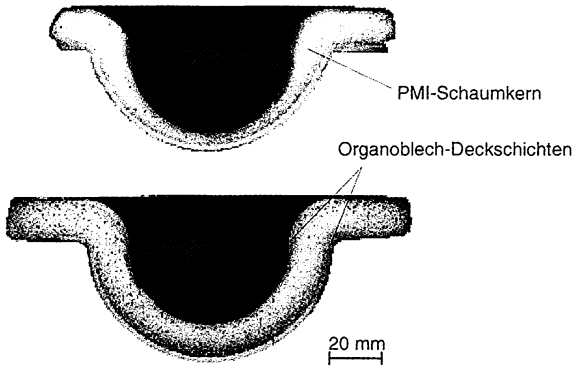


Bild 4.10 Im Stempelumformverfahren hergestellte Sandwich-Formteile. Oben: Mangelnde Ausformung. Unten: Vollständige Ausformung durch Applikation von Vakuum in der Matrice

Diese Vorgehensweise ist insbesondere bei der Verwendung thermoplastischer Kernmaterialien (z.B. Schäume) angebracht, da diese unter den erhöhten Temperaturen während der Umformung normalerweise erweichen und somit nur geringe Druckkräfte übertragen können.

Ein innovatives Konzept zur Herstellung dünnwandiger Strukturbauteile aus kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten zeigt Bild 4.11, [98]. Dabei werden Hybridgarngewebe, bei denen die thermoplastische Matrix in Filamentform vorliegt, in eine aus dünnem Metallblech bestehende Form eingelegt (Wanddicke ca. 1 mm). Bei diesen Halbzeugen ist eine faltenfreie Drapierung aufgrund der unbehinderten Verschiebbarkeit der Fäden einfacher möglich als bei imprägnierten Organoblechen. In einem 2. Schritt werden die Bleche in einer Presse erwärmt. Dabei kommt es zum Aufschmelzen der Matrix und zur Imprägnierung der Verstärkungsfasern. Aufgrund der Dünnwandigkeit des Blechpaketes ist dies für PA12- oder PP-Hybridgarngewebe innerhalb von 10-20 s möglich. Nach dem Öffnen dieser Presse erfolgt der Transfer in eine 2. Presse, in der Wärme abgeführt und das Laminat somit unter Druck konsolidiert wird. Anschließend kann das Blechpaket entformt und das fertige Formteil entnommen werden. Die Verwendung der Blechformen ist für diesen Prozeß notwendig, um Adhäsionsprobleme des schmelzflüssigen Laminates mit den Formwerkzeugen in den Pressen zu vermeiden. Von den Blechformen wird das Laminat erst im erkalteten Zustand entformt. Ein weiterer Vorteil dieser Prozeßführung besteht in der Umgehung des kostenintensiven Doppelbandpressenprozesses.

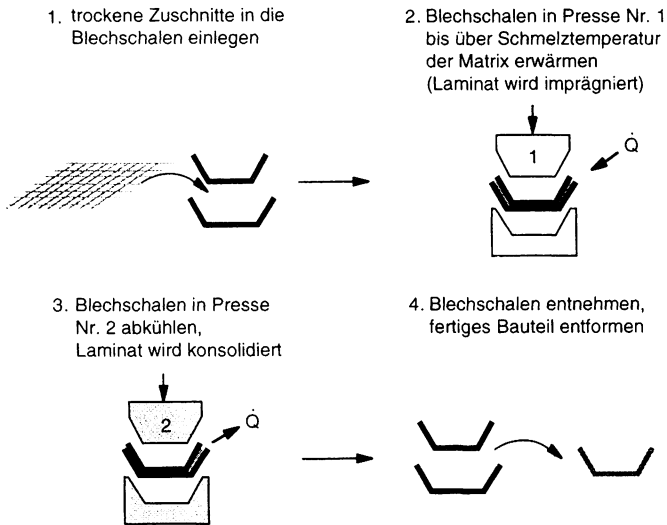


Bild 4.11 Prozessschritte bei der Direktimprägnierung [98]

4.3 Niederhaltersysteme

Mittels geeigneter Niederhalter ist während der Stempelumformung von Organoblechen dafür zu sorgen, daß Membranspannungen in das Halbzeug eingeleitet werden, um unerwünschte Faltenbildungen zu vermeiden. JEHRKE [50] schlägt eine Einrichtung nach Bild 4.12 vor. Das Halbzeug wird dabei am Umfang vorgebohrt und in einen Rahmen eingespannt. In die Bohrungen werden drehbar gelagerte Federspannelemente eingehängt, die mit dem Rahmen verbunden sind. Das Laminat wird in diesem Rahmen erwärmt, in die Umformstation transferiert und anschließend umgeformt. Dabei üben die Federelemente Rückhaltekräfte auf das Laminat aus. Folgende Vorteile werden benannt:

- Einstellbarkeit der Zugspannungen durch Vorwahl der Federsteifigkeit.
- Minimierung des Halbzeug-Durchhangs während der Aufheiz- und Transportphase.
- Mögliche Begrenzung des Nachführweges.
- Rückfederung der Elemente in die Ausgangsposition nach der Entformung.
- Drehbare Lagerung der Elemente.

Allerdings unterliegt diese Vorrichtung auch gewissen Einschränkungen:

- Die Spannvorrichtung bedarf des Formschlusses mit dem Halbzeug.
- Die Halbzeuge müssen gelocht bzw. vorgebohrt werden.
- Die gelochten Zonen des Halbzeuges fallen zwangsläufig als Verschnitt an.
- Die Nachführkraft ist durch die Verwendung von Federelementen automatisch wegabhängig.
- Eine hinsichtlich der Prozeßautomatisierung gebotene Entkopplung von Transportvorrichtung und Niederhaltevorrichtung ist problematisch bzw. unmöglich.

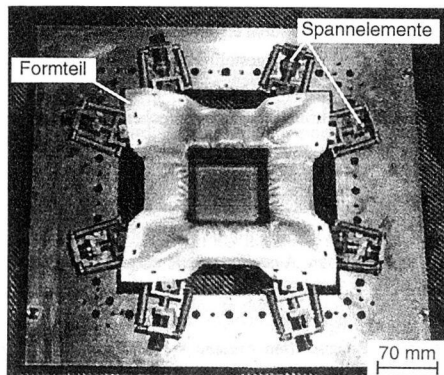


Bild 4.12 Spann- und Nachführvorrichtung nach [50]

Eine definierte, gleichmäßige Einleitung von Zugspannungen in die Rovings der Verstärkungsgewebe scheint darüber hinaus problematisch, da die Kräfte an nur jeweils 2 Punkten der Spannelemente in das Halbzeug eingeleitet werden.

Für die Herstellung kleinerer Prototypen (Halbzeugfläche $< 100 \cdot 100 \text{ mm}^2$) werden in der Literatur häufig einfache flächige Niederhalter benannt, mit denen das Halbzeug an seinem Umfang vor der Umformung eingeklemmt wird [48], [94], [95]. Dadurch wird auch eine Entkopplung des Niederhaltesystems vom Transportsystem erreicht. Diese weisen jedoch folgende Nachteile auf:

- Durch den großflächigen Kontakt des erwärmten Halbzeugs mit dem Niederhalter kann es zu unerwünscht früher Abkühlung und Erstarrung des Materials vor dessen Umformung kommen.
- Die Kräfteinleitung in das Halbzeug erfolgt über Reibung. Diese ist infolge der sich ändernden Halbzeugtemperatur nicht einfach zu steuern. Bei Erwärmung des Niederhalters über Matrixschmelztemperatur wirkt die Schmelze dagegen wie ein Schmierstoff, die Reibung geht gegen null.
- Die Reibung am flächigen Niederhalter kann die Halbzeugoberfläche beschädigen.
- Über den Umfang eines dreidimensional zu verformenden Bauteiles stellen sich infolge von Gewebescherungen unterschiedliche Materialdicken ein. Die durch einen flächigen Niederhalter erzeugte Rückhaltekraft wirkt also an allen ungescherten (und damit dünneren) Bereichen nur vermindert.

Eine Verbesserung ist mit Hilfe des neu entwickelten Rollen-Niederhaltersystems möglich, das bereits in Abschnitt 3.3 beschrieben wird (vgl. Bild 3.13). Das Halbzeug wird dabei gemäß Bild 4.13 zwischen zwei Rollen eingeklemmt. Die Oberfläche der Rollen ist gerändelt, so daß ein Formschluß entsteht, der das Organoblech jedoch nicht beschädigt. Beim Einzug des Materials in das Formwerkzeug muß nun der Drehwiderstand der Rollen überwunden werden. Die Rollen sind konisch gelagert, Bild 4.14. Durch Vorspannung der Lager mittels einer Stellschraube kann daher die Lagerreibung justiert werden. Zusätzlich ist es möglich, die Lagerreibung auch über die applizierte Normalkraft zu steuern. Diese Rollenniederhalter können paarweise am Umfang des Werkzeugs verteilt werden, um eine möglichst gleichmäßige Einleitung von Membranspannungen zu erzielen. Folgende Vorteile haben sich in dieser Arbeit bestätigt:

- Geringe Kontaktfläche (Linienberührung) mit dem Halbzeug, geringer Wärmetransfer.
- Die Rückhaltekräfte sind mit hoher Genauigkeit steuerbar.
- Keine Beschädigung des Halbzeugs. Niedergehaltene Flächen können noch in das Formwerkzeug eingezogen werden.

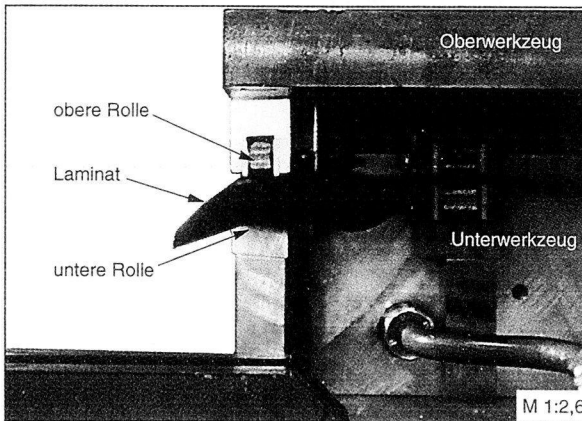
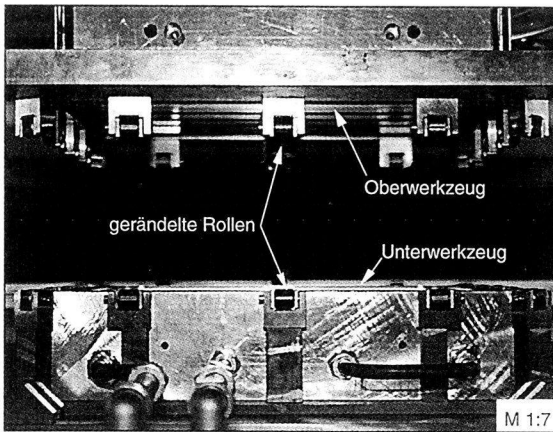


Bild 4.13 Rollen-Niederhalter am geöffneten (o) und geschlossenem (u) Kofferwerkzeug [97]

Weitere Vorteile des Systems bestehen in der Installationsmöglichkeit auch für variable Halbzugkonturen sowie der zeitlich versetzten Ansteuerung verschiedener Haltepunkte.

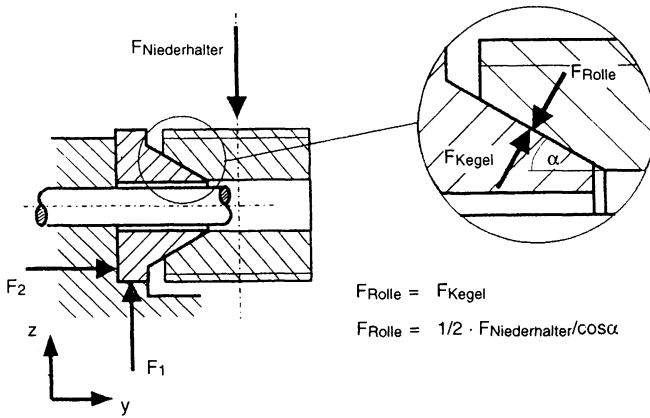


Bild 4.14 Konische Lagerung der Rollen

Neuartige Niederhaltersysteme für Organobleche kommen zwar bereits in Thermoformanlagen der deutschen Firma Kiefel [86] sowie der japanischen Firma Sumitomo [8] zum Einsatz, werden jedoch aus Wettbewerbsgründen nicht veröffentlicht.

4.4 Prozeßgrenzen

Zur Quantifizierung möglicher Ziehtiefen und Grenzradien von Organoblechen für die Formteilherstellung existieren bislang noch keine Normen. Eine Möglichkeit besteht in der Näpfchenprüfung nach Swift. Dieses Verfahren wurde zur Quantifizierung der Tiefzieheignung von metallischen Blechen entwickelt und 1966 von der International Deep Drawing Research Group IDDRG zu einem Standardprüfverfahren vereinheitlicht [96]. Dabei werden Blechenden mit einem Stempel zu Näpfen gezogen, Bild 4.15. Die Durchmesser der Stempel betragen 19, 32 oder 50 mm. In Versuchsreihen steigert man in definierten Schritten (2,5 % des Stempeldurchmessers) die Ziehtiefe der Näpfe, bis es bei einem Grenzziehverhältnis zu Bodenreißern kommt. Das Grenzziehverhältnis β wird nach Gl. (4.19) definiert.

$$\beta = \frac{d_0}{d_1} \quad (4.19)$$

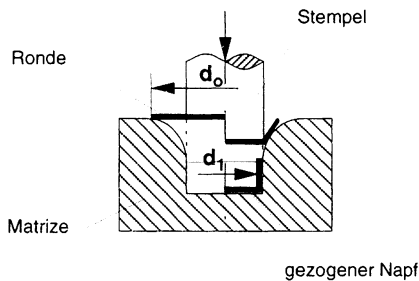


Bild 4.15 Näpfchenprüfung

In Anlehnung an diesen Versuch wird daher eine Tiefziehprüfung für Organobleche vorgeschlagen, um für unterschiedliche Gewebeaufbauten und Thermoplaste die Tiefzieheignung in Form von Grenzziehverhältnissen quantifizieren zu können. Mittels einer neukonstruierten Napfzug-Prüfeinrichtung nach Bild 4.16 können aus flächigen, runden Zuschnitten des Versuchsmaterials Näpfe von 60 mm Durchmesser mit variabler Tiefe (55 mm bis 80 mm in 5 mm-Schritten) und Fußradien (5-30 mm in 5 mm-Schritten) hergestellt werden. Die Niederhalterkräfte können über Druckzylinder gesteuert werden, Bild 4.17. Die Werkzeug- und Niederhaltertemperatur sind ebenfalls variabel (Ölheizung), um die Abkühlrate des erwärmten Halbzeuges zu steuern. Bei Variation der genannten Parameter sowie der Umformgeschwindigkeit und des Drucks im geschlossenen Werkzeug werden die erzeugten Näpfe hinsichtlich Faltenbildungen und Gewebeschäden geprüft. Die Ziehtiefe, bei der diese Anzeichen trotz optimierter Prozeßbedingungen zum erstenmal auftreten, wird als Grenzziehtiefe definiert.

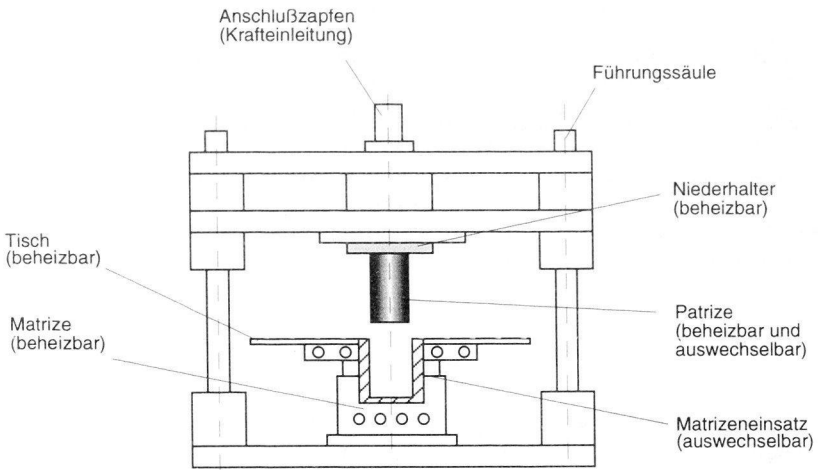
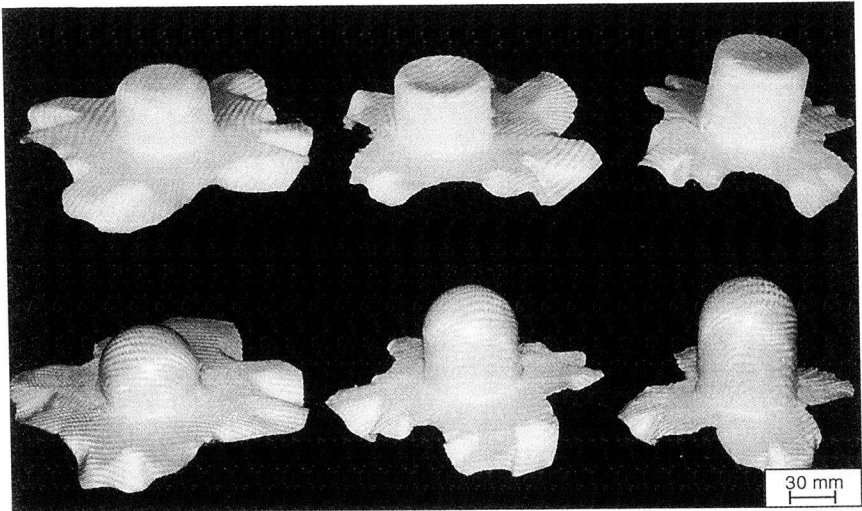


Bild 4.16 Napfzieh-Prüfeinrichtung für Organobleche

Bild 4.17 Näpfe unterschiedlicher Ziehtiefe aus glasgewebeerstärktem PA 12
Oben: Fußradius 5 mm, unten 30 mm

Für 2-lagiges Polyamid-Oganoblech (Gewebe- und Matrixeigenschaften vgl. Tabelle 3.2 und Tabelle 3.3) ergeben sich bei optimierten Prozeßparametern (Werkzeugtemperatur, Niederhalterkraft und Umformgeschwindigkeit) Grenzziehverhältnisse von $\beta = 2,8$ bei einem Fußradius von 5 mm bzw. $\beta = 3,3$ bei einem Fußradius von 30 mm. Mit Stahlblech für den Karosseriebau erreicht man im Erstzug $\beta = 1,55 - 2,2$ und mit Aluminiumlegierungen $\beta = 1,9 - 2,1$ [99]. Wird die Ziehtiefe weiter erhöht, so kommt es zu Gewebeschäden, Bild 4.18. Diese sind durch die mit größerer Ziehtiefe zunehmende Verfestigung des Materials bedingt. Wird der maximale Verformungswiderstand von der Preßkraft überschritten, kommt es zum Gewebeversagen. Auch durch eine weitere Erhöhung der Werkzeugtemperatur kann die ermittelte Grenzziehtiefe dann nicht mehr gesteigert werden. Die Näpfe weisen in diesem Fall unerwünschte Faltenbildungen im Zargenbereich auf.

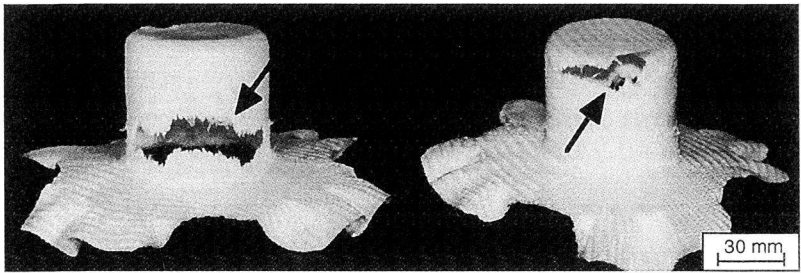


Bild 4.18 Gewebedefekte bei Überschreitung des Grenzziehverhältnisses.

Links: Gewebeversagen im Boden, rechts: Versagen in der Zarge, Bodenabreißer

Mit Hilfe der vorgestellten Prüfeinrichtung können zukünftig ebenso matten- und gestrickeverstärkte Thermoplaste hinsichtlich ihrer Tiefzieheignung getestet und miteinander verglichen werden.

Abschließend werden in Bild 4.19 typische Tiefziehfehler des Stempelumformverfahrens mit Ursachen und möglichen Abhilfemaßnahmen in einer Matrix zusammengefaßt.


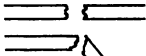




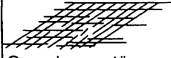
MERKMAL	URSACHE	ABHILFE
 Springwinkel, Verzug	Eigenspannungen	Abkühlrate verringern Umformgeschwindigkeit erniedrigen Werkzeugabstimmung verbessern
 Faserbrüche	Umformkräfte zu groß	Abkühlrate verringern Umformgeschwindigkeit erniedrigen Preßspalt vergrößern
 Oberflächenrauigkeit	Matrixpenetration	Preßspalt anpassen Werkzeugoberfläche polieren Matrixgehalt erhöhen
 Verfärbungen	Oxidation	Aufheizzeit- und Temperatur verringern Trennfolien verwenden Inertgas-Atmosphäre
 Faltenbildung	tangentiale Druckspannungen	Gewebescherung begünstigen Fasern vorspannen (Niederhalter) Diaphragmen verwenden
 Delaminationen	Feuchtigkeit Eigenspannungen	Vortrocknen Aufheizrate verringern Druckniveau erhöhen
 Gewebeerstörungen	Reibkräfte Druck	Preßspaltgeometrie anpassen Druckniveau senken Abkühlrate verringern

Bild 4.19 Fehler, Ursachen und Abhilfemaßnahmen beim Stempelumformen gewebeverstärkter Thermoplaste [55]

5 Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Entwicklung eines großserientauglichen Verfahrens zur Herstellung dünnwandiger Strukturbauteile aus gewebeverstärkten Thermoplasten. Nach der Analyse bekannter und in der Raum- und Luftfahrtindustrie etablierter Fertigungsverfahren wird das Stempelumformen von Organoblechen mit Metallwerkzeugen insbesondere wegen kurzer Taktzeiten und hohem Materialdurchsatz als besonders geeignet bewertet. Hinsichtlich der damit derzeit erzielbaren Formteilqualität kann das Verfahren jedoch nicht als ausgereift betrachtet werden. Faltenbildungen und eigenspannungsbedingter Bauteilverzug sind auf unverstandenes Deformationsverhalten des Materials unter den nicht isothermen Prozeßbedingungen zurückzuführen.

Maßgeblicher Mechanismus bei der Überführung zweidimensionaler Halbzeuge in dreidimensionale Formteile ist die Gewebeschering. Zur Untersuchung des Scherverhaltens unterschiedlich aufgebauter Halbzeuge werden mit Hilfe einer neu entwickelten Meßeinrichtung Experimente unter isothermen und nicht isothermen Bedingungen durchgeführt. Dabei zeigt sich, daß vor allem durch Applikation einer Vorspannung in Faserrichtung (Membranspannung) unerwünschte Faltenbildung unterdrückt werden kann. Anhand eines stark vereinfachten Modells wird eine Formel entwickelt, mit der Scherkraftbedarf und mindestens notwendige Membranspannungen für die faltenfreie Umformung von Bauteilen in der Praxis abgeschätzt werden können. In Versuchsreihen an einem komplexen halbschalenförmigen Bauteil kann nachgewiesen werden, daß interlaminae Schervorgänge während der Umformung möglichst unbehindert ablaufen müssen, um Eigenspannungen und Bauteilverzug zu vermeiden. Deswegen dürfen kritische Abkühlraten, die für den verwendeten Werkstoff definiert werden, nicht unterschritten werden.

Die in diesen Experimenten gewonnenen Erkenntnisse unterstreichen die Wichtigkeit von neuen Niederhaltesystemen, mit denen in der Praxis während der Umformung kontrolliert Spannungen in das Halbzeug eingeleitet werden können, um Faltenbildung und Bauteilverzug zu vermeiden. In Versuchsreihen werden daraufhin ein neu entwickeltes Rollen-Nachführsystem und ein flächiger Niederhalter hinsichtlich ihrer Auswirkungen auf Eigenspannungen und Faltenbildung untersucht und ihre Tauglichkeit nachgewiesen.

Für die Synthese einer Prozeßkette aus Aufheizstation der Halbzeuge und Umformstation werden die Aufheizverfahren Umluftofen, Kontakttheizung und Infrarot-Strahlerfeld hinsichtlich ihrer Eignung für Organobleche miteinander verglichen. Die kontaktlose Infrarotheizung weist darunter das größte Potential für die Großserienfertigung auf.

Zur praxisgerechten Umsetzung der in dieser Arbeit gewonnenen neuen Erkenntnisse über das Materialverhalten werden Vorschläge zur Werkzeug- und Niederhalterauslegung gemacht. Zur Quantifizierung der Tiefzieheignung unterschiedlich aufgebauter Halbzeuge wird ein neues Napfzieh-Prüfverfahren vorgestellt. Mittels einer Fehler-Ursache-Abhilfe Matrix werden abschließend Anleitungen zur Optimierung der Prozeßführung gegeben.

Literatur

- [1] Niederstadt, G.: 40 Jahre Erfahrung mit Composites. Proceedings International Man-Made Fibres Congress, September 25.-27., Dornbirn, Austria, 1996.
- [2] Bieling, U.: Serieneinsatz von Faserverbundwerkstoffen im Flugzeugbau - dargestellt am Seitenleitwerk des Airbus. VDI-Bericht 965, S. 77-88, VDI-Verlag Düsseldorf 1992.
- [3] Köster, J.: High-Speed Manufacturing of Components from Advanced Composites. Franco Saporiti (Hrsg.): New Generation of Materials and Processes, S. 65-85, Mailand (I) 1988.
- [4] Weghuis, M.O., van Dreumel, W.H.M.: Continuous Fibre Reinforced Thermoplastics in Daily Use. Reinforced Plastics, S. 38-41, July/August 1990.
- [5] Marissen, R. et al.: Advanced Composite Materials: New Developments and Applications. Proceedings 7th Annual Composites Conference, S. 331-337, Detroit, Michigan (USA) 30.9.-3.10.1990.
- [6] Wiebusch, D. (ehem. BASF): Persönliche Mitteilung vom 18.4.1997.
- [7] Breuer, U., Ostgathe, M.: Thermoplastische Hochleistungsverbundwerkstoffe- Vom Halbzeug zum Formteil in Sekunden. Technische Rundschau 45, S. 26-28, 10.Nov. 1995.
- [8] N.N.: New Generation of Thermoplastic Composite Sheet Forming Technology. Sumitomo Heavy Industries Japan. Firmenbroschüre 1994.
- [9] Beyeler, E.P., Effing, M., Matsuura, M., Walrave, A.: TEPEX Customized Fabric Reinforced Thermoplastic Composites for High Speed Thermoforming. Proceedings 40th International SAMPE Symposium May 8-11, S. 922-933, Anaheim, USA, 1995.
- [10] NN: Kooperation für Massenproduktion von Hochleistungsverbundwerkstoffen. Kunststoff-Informationen KI Nr. 1220, 9.1.1995.
- [11] Yuji Ashibe; Yuji Chiba: Automated Equipment for Mass Production of AC Products. Proceedings Japan International SAMPE Technical Seminar '94 Kyoto, Seite 96 - 104, July 14-15 1994.
- [12] Harper, R.C.: Thermoforming of Thermoplastic Matrix Composites Part II. SAMPE Journal, Vol. 28, No. 3, Seite 9 - 17, May/June 1992.

- [13] Killop, B.E.: Thermoforming of Thermoplastic Composites. Proceedings 23rd International SAMPE Technical Conference, Seite 1006 - 1020, New York, 21.- 24.October 1991.
- [14] Medwin, S.J.: Fabrication of a ballistic helicopter seat with a novel sheet material. Proceedings SAMPE 33rd International Symposium, Seite 317 - 321, Anaheim, California, March 7-10 1988.
- [15] Witzler, S.: Thermoplastic composites: Down to earth and into space. Advanced Composites 9/10, Seite 50 - 56, 1990.
- [16] Werner, W.: Bauteile aus faserverstärkten Thermoplasten. DGLR-Symposium "Faserverbund-Technologie und ihre Anwendung in der allgemeinen Luftfahrt" am 21.-22.03.1991 in Friedrichshafen, DGLR-Bericht 91-01, Seite 169 - 184, 1991.
- [17] Koshorst, J.: Verbundwerkstoffe in der Luftfahrttechnik- Entwicklungen und Perspektiven. in: Hochleistungsverbundwerkstoffe für neue Systeme, Seite 291 - 298. Vulkan Verlag Essen 1993.
- [18] Colucci, F.: Trying Thermoplastics. Aerospace Composites & Materials, Vol. 3 No 5, Seite 11 - 13, 1991.
- [19] Walls, K.O.; Crawford, R.J.: The design for manufacture of continuous fibre reinforced thermoplastic products in primary aircraft structures. Proceedings 3rd International Conference "Flow Processes in Composite Materials", Seite 370 - 393, 07 - 09.07.1994 University of Galway/Eire.
- [20] Werner, W.: Structural Components of Fibre Reinforced Thermoplastics. DGLR-Symposium: "Faserverbund-Technologie und ihre Anwendung in der allgemeinen Luftfahrt" DGLR-Bericht 91-01, Seite 831 - 834, Friedrichshafen, 21.-22.3.1991.
- [21] Griffiths, G.R.; Hillier, W.D.; Whiting, J.A.S.: Thermoplastic composite manufacturing technology for a flight standard tailplane. Plastics and Rubber Processing and Applications, Vol. 12, No. 4, Seite 215 - 220, 1989.
- [22] Loo, N. van; Dreumel, W.H.M.: Manufacturing technology of continuous fibre-reinforced amorphous thermoplastics. IMechE Report C400/031, Seite 125 - 132, 1990.
- [23] Musch, G.; Wintermantel, E.: Fibre reinforced thermoplastic integral constructions in modular build-up technology "the thermoplastic in-situ-technique". Materials and Processing, Seite 21 - 28, Amsterdam 1989.

- [24] Offringa, A.R.: Thermoplastics - Moving into Series Production. Proceedings SAMPE 37th International Symposium, Seite 1028 - 1039, Anaheim, California, March 9-12, 1992.
- [25] Offringa, A.R.: Thermoplastic Aircraft Floor Panels, Technologies and Applications. Journal of Advanced Materials Vol 26, No 2, S. 12-18, January 1995.
- [26] Offringa, A.R.: Thermoplastic Composites in Aerospace- Proven through Cost-Effect Processing. Proceedings ICAC 4th International Conference on Automated Composites Nottingham (UK) 6.-7. September 1995.
- [27] N.N.: Selection guide to fibre-reinforced thermoplastics for high-temperature applications. Advanced Materials & Process 8/92, Seite 22 - 23, 1992.
- [28] Flosdorff, H.: Technologische Anforderungen an Großraumflugzeuge im Unterschallbereich. Luft- und Raumfahrt 1/93, Seite 27 - 35, 1993.
- [29] Siegemund, E.; Heydenreich, R.; Pöttinger, M.: Verbundwerkstoffe im Automobil- und Motorradbau. in: Hochleistungsverbundwerkstoffe für neue Systeme, Seite 299 - 310, Vulkan Verlag Essen 1993.
- [30] Krämer, M.; Winkler, P.J.: Möglichkeiten und Grenzen einer Synergie zum Leichtbau zwischen Automobil- und Luftfahrtindustrie. VDI Bericht 1099 Beiträge der Fahrzeugtechnik zur Verbrauchssenkung, VDI- Verlag Düsseldorf 1994, Seite 59 - 85.
- [31] Kuch, I.: Advanced Composites in Vehicles - current state and future prospects for application. in: Füller, J.; Grüninger, G.; Schulte, K. (Hrsg.): Development in the Science and Technology of Composite Materials, Seite 797 - 803, Elsevier Applied Science, London 1990.
- [32] Kuch, I.: Development of FRP Rear Axle Components. Materials and Processing-Move into the 90's. Elsevier Science Publishers B.V., S. 39-49, Amsterdam 1989.
- [33] Eveno, E.: Nonwovens as Raw Materials for Structural Composite Parts in Automotive and Aerospace. Proceedings "EDNA" Congress Genf, Bd. 1- 7c, Seite 11-16, 20.- 23. April 1993.
- [34] Adam, H.: Leichtbau im Karosseriebau, Werkstoffe und Bauweisen. Tagungsband: 5. Aachener Kolloquium Fahrzeug- und Motorentechnik '95, S. 639-663, Institut für Kraftfahrwesen RWTH Aachen, 1995.
- [35] Schönleber, G.: Großserienfertigung von Faserverbundbauteilen für Leichtbaustrukturen im Automobilbau. VDI Bericht 1099: Beiträge der Fahrzeugtechnik zur Verbrauchssenkung, S. 271-285. VDI-Verlag Düsseldorf, 1993.

- [36] Schönleber, G.: Anwendungsbeispiele für Faserverbundwerkstoffe im Automobilbau. 5. Aachener Kolloquium Fahrzeug- und Motorentechnik '95, S. 665-684, Institut für Kraftfahrwesen RWTH Aachen, 1995.
- [37] Völz, R.: Kunststoffe im 3-l-Auto. Kunststoffe Nr. 3 (86), S. 394-395, Carl Hanser Verlag 1996.
- [38] NN: Opel Corsa Eco 3 verbraucht im Euro-Mix nur 3,4 Liter. Kunststoff-Informationen KI-Nr 38227, 12.9.1995.
- [39] Stockmar, J. : Leichtbau - Eine besondere Herausforderung für die Großserie. VDI Fortschrittsberichte Nr. 267, S. 25-37, 17. Internationales Wiener Motorensymposium 25.-26.April 1996.
- [40] BP Oil Deutschland GmbH (Hrsg.): Zahlen aus der Mineralölwirtschaft 1996, S. 93-95. Liekfeld Druck, Neumünster 1996.
- [41] Seiffert, U.: The Automobile in the next Century. Proceedings FISITA-XIV Conference, Prague, Czech Republic, June 16-23, 1996.
- [42] Baba, S.: Development of a New Vehicle Assembly Line. Proceedings FISITA-XIV Conference, Prague, Czech Republic, June 16-23, 1996.
- [43] Kupper, S., Selg, W.: GMT- Frontend für den VW-Golf. Tagungsband AVK Jahrestagung, S. 1-14, 1991.
- [44] Mehn, R. et al: Innovative Concepts for Lightweight and Manufacturing Friendly Vehicle Components based on Glassfiber Fabric Reinforced Thermoplastics. VDI-Berichte Nr. 1235, S. 143-158, VDI-Verlag Düsseldorf 1995.
- [45] Breuer, U., Möller, F., Ostgathe, M., Neitzel, M.: Manufacturing of All Thermoplastic Sandwich Systems (Brite-EuRam II research-project No. BE-7104 "Efficient Manufacturing of All-Thermoplastic Sandwich Components"). Proceedings CNRC-Conference, Montreal, Canada, October 9-11, 1996.
- [46] Breuer, U.: Fabric Reinforced Thermoplastic Composites - A Challenge for Automotive Applications. Proceedings FISITA-XIV Conference, Prague, Czech Republic, June 16-23, 1996.
- [47] Neitzel, M.; Breuer, U.: Karosserie-Leichtbau mit gewebeverstärkten Thermoplasten. Automobilbranche 2000, S. 113-115, Sonderpublikation Autohaus-Verlag München 22.07.1996.

- [48] Murtagh, A.M. et al.: Surface friction effects related to pressforming of continuous fibre thermoplastic composites. *Composite Manufacturing* No. 6, S. 169-175, 1995.
- [49] Hou, M.: Zum Thermoformen und Widerstandsschweißen von Hochleistungsverbundwerkstoffen mit thermoplastischer Matrix. Dissertation Universität Kaiserslautern 1993.
- [50] Jehrke, M.: Umformen gewebeverstärkter thermoplastischer Prepregs mit Polypropylen- und Polyamid-Matrix im Preßverfahren. Dissertation RWTH Aachen. Aachener Beiträge zur Kunststoffverarbeitung Bd. 37, Verlag der Augustinus Buchhandlung, Aachen, 1995.
- [51] Breuer, U., Neitzel, M.: Langfaserverstärkte Thermoplaste- Werkstoffe mit Zukunftspotential für Automobilanwendungen. Tagungsband "Neue Werkstoffe in der Automobilindustrie", Euroforum Konferenz Frankfurt/M, 27.-28.11.1995.
- [52] Wittig, W.: Einsatz von Naturfasern in Kfz-Bauteilen, in: *Kunststoffe im Automobilbau*, S. 259-279, VDI-Verlag Düsseldorf 1994.
- [53] Ostgathe, M. et al.: Continuous Manufacturing of Thermoplastic Composite Sheets. *Polymer & Polymer Composites*, Vol. 4, No 7, S. 505-512, 1996.
- [54] Breuer, U., Ostgathe, M.: Bauteilherstellung aus thermoplastischen Faserverbundwerkstoffen. in: Zepf, H.-P. (Hrsg.) *Faserverbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix*", expert verlag GmbH, S. 106-131, Renningen 1997.
- [55] Neitzel, M., Breuer, U.: *Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoff-Verbunde*. Carl Hanser Verlag, München 1997.
- [56] Ostgathe, M. et al.: Organobleche aus Thermoplastpulver. *Kunststoffe* 86 (1996) Nr. 12, S. 1838-1840, Carl Hanser Verlag München 1996.
- [57] Breuer, U., Neitzel, M.: The Challenge of Stamp Forming High-Strength Thermoplastic Composites for Transportation. *Proceedings 42nd SAMPE Symposium, Anaheim, May 5-8, 1997*.
- [58] Smiley, A.J.: *Diaphragm Forming of Carbon Fiber Reinforced Thermoplastic Composite Materials*. Dissertation. University of Delaware (USA) 1988.
- [59] Ó Brádaigh, C.M.: *Analysis and Experiements in Diaphragm Forming of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics*. Dissertation . University of Delaware (USA) 1990.
- [60] Ziegmann, G.: Umformung im Diaphragmverfahren. in: Zepf, H.-P. (Hrsg.) *Faserverbundwerkstoffe mit thermoplastischer Matrix*", expert verlag GmbH, Renningen 1997.

- [61] Krebs, J. et al.: 3D-Thermoforming of Continuous Glass Fiber Reinforced Thermoplastics using the Diaphragm Forming Technique. Proceedings International Conference „Flow Processes in Composite Materials ‘94“, S. 3-14, Galway, Ireland, July 7-9, 1994.
- [62] Zürn, M.: Einfluß der Verarbeitungsparameter auf die mechanischen Eigenschaften von gewebeverstärktem Polyethylenterephthalat. Dissertation, S. 122 ff. Univ. Stuttgart 1994.
- [63] Hou, M. et al.: Advances in processing of continuous fibre reinforced composites with thermoplastic matrix. *Plastics, Rubber and Composites Processing and Applications*, S. 279-293, 23 (1995).
- [64] Smiley, A.J., Schmitt, T.E.: Assessment of Aligned Fiber Reinforced Thermoplastic Composite Sheet Forming Processes. Proceedings 23rd International SAMPE Technical Conference, S. 1112- 1126, October 21-24, 1991.
- [65] Cattanach J.B., Cogswell, F.N.: Processing with Aromatic Polymer Composites. in: Pritchard, G.: *Development in Reinforced Plastics-5*, S. 1-38, Elsevier Applied Science Publishers, 1986.
- [66] Schacher, H.D.: Werkstofftechnische Grundlagen des Tiefziehens. in: Spur, G. (Hrsg.): *Umformen und Zerteilen. Handbuch der Fertigungstechnik Band 2/3*, S. 1237, Carl Hanser Verlag München 1984.
- [67] Robroeck, L.M.J.: An introduction to the rubber forming of thermoplastic composites. Dissertation (Report LR 683), TU Delft (NL) 1991.
- [68] Breuer, U., Neitzel, M.: High Speed Stamp Forming of Thermoplastic Composite Sheets. *Polymer & Polymer Composites*, GB, S. 117-123, Vol. 4, No. 2 (1996).
- [69] Ostgathe, M. et al: Fabric Reinforced Thermoplastic Composites. Proceedings ECCM-7 Conference, London, UK, May 14-16, S. 195-200, 1996.
- [70] Breuer, U., Neitzel, M.: Processing Technology for Mass Production of Fabric Reinforced Thermoplastic Parts. Proceedings International Man-Made Fibres Congress, Dornbirn, Austria, September 25.-27., 1996.
- [71] NN: Informationsbroschüre der Firma Jacob Kunststofftechnik GmbH, Rückersdorf Februar 1996.
- [72] Scherer, R.: Charakterisierung des Zwischenlagenabgleitens beim Thermoformen von kontinuierlich faserverstärkten Polypropylen-Laminaten. Dissertation, S.6f. TU Hamburg-Harburg 1992.

- [73] Hörsting, K.: Rationalisierung der Fertigung langfaserverstärkter Verbundwerkstoffe durch den Einsatz multiaxialer Gelege. Dissertation RWTH Aachen. Verlag Shaker, Aachen 1994.
- [74] Biswas, A.: Durchgängige Rechnerunterstützung für die Produktentwicklung umgeformter gewebeverstärkter Thermoplastbauteile, Dissertation RWTH Aachen 1996 in: Aachener Beiträge zur Kunststoffverarbeitung Bd. , Verlag der Augustinus Buchhandlung, Aachen, 1996.
- [75] Möller, F., Maier, M.: Materialmodellierung gewebeverstärkter Thermoplaste für die Umformsimulation. Tagungsband „Berechnung von Faserverbundstrukturen unter Anwendung numerischer Verfahren“, München, 13.-14. März 1996.
- [76] Picket, A.K. et. al.: Industrial Press Forming of Continuous Fibre Reinforced Thermoplastic Sheets and the Development of Numerical Simulation Tools. Proceedings 3rd International Conference: Flow Processes in Composite Materials 1994, University of Galway/Eire, S. 355-368, July 7 - 9, 1994.
- [77] Ó Brádaigh, C.M. et al.: Picture Frame Rheological Shear Testing for Composite Sheet Forming Proces. Proceedings 28th International SAMPE Technical Conference, Seattle, Washington, S. 266-280, Nov. 4-7, 1996.
- [78] Kawabata, S.: Nonlinear Mechanics of Woven and Knitted Materials. Report of the Department of Polymer Chemistry, Kyoto University, Japan 1986.
- [79] Boisse, P. et al.: Fiber Fabric Deep Drawing Simulations Taking into Account Mezzo-Mechanical Behaviour. Proceedings: Textile Composites in Building Construction, S. 313-320, Seoul, Korea, Nov. 7-9.1996.
- [80] Boisse, P. et al.: Experimental Study and Finite Element Simulation of a Glass Fiber Fabric Shaping Process. Polymer Composites (USA), Vol. 16, No. 1, S. 83-95, 1995.
- [81] Gutowski, T.G.: Laminate Wrinkling Scaling Laws for Ideal Composites. Composites Manufacturing Vol. 6 No. 3-4, S. 123-134, 1995.
- [82] Breuer, U. et. al.: Deep Drawing of Fabric Reinforced Thermoplastics-Wrinkle Formation and Improvements; Polymer Composites, USA, Vol. 17, No. 4, S. 643-648, 1996.
- [83] Weeton, J., Peters, M.: Engineers Guide to Composite Materials. American Society for Metals. Carnes Publication Services 1987.
- [84] Brinken, F.: Untersuchungen zur Wärmeübertragung beim Thermoformen. Dissertation RWTH Aachen, 1979.

- [85] Mente, K.: Kunststoffe instationär mit Infrarotstrahlern erwärmen. *Kunststoffe* 83, S. 27-31, Carl Hanser Verlag München 1993.
- [86] Kamerbeek, B. et al.: Thermal Degradation of Some Polyamides. Society Chemical Industry London, Monograph 13, S. 357-391, 1961.
- [87] Valk, G., Krüssmann, H.: Investigations on the Mechanism of the Degradation of Polycaprolactam by thermal oxidation. *Angewandte Chemie International Edition* Vol. 6 No 11, S.1001, 1967.
- [88] Reimschuessel, H.K., Dege, G.J.: Polyamides: Decarboxylation and Desamination in Nylon 6 Ecquilibrium Polymer. *Journal of Polymer Science* Vol 8, S. 3265-3283, 1970.
- [89] Lüderwald, I. et al.: Über den thermischen Abbau des Poly-ε-caprolactams (Nylon-6) Die *Angewandte Makromolekulare Chemie* 67, S. 193-202, 1978.
- [90] Ballistreri, A. et al.: Primary Thermal Decomposition Processes in Aliphatic Polyamides. *Polymer Degradation and Stability* 23, S. 25-41, 1988.
- [91] Shin, E.E. et al.: The Effects of Processing Conditions and Service Environmental Exposures on High Temperature Polymer Matrix Carbon Fiber Composites. *Proceedings 28th International SAMPE Technical Conference* November 4-7, Seattle, S. 225-235, 1996.
- [92] Patenmeldung v. 29.11.1997, Nr. 196 50 957.2: Verfahren zur Herstellung belastungsoptimierter Faserverbundbauteile mit thermoplastischer Matrix. Veröffentlichung (Offenlegungsschrift) voraussichtlich 10.6.1998, Deutsches Patentamt, München.
- [93] Offenlegungsschrift DE 196 18 592 A1: Verfahren zur Herstellung thermoplastischer Faserverbund-Sandwich-Formteile. Deutsches Patentamt, München 1997.
- [94] Okine, R.K.: Analysis of Forming Parts from Advanced Thermoplastic Composite Sheet Materials. *SAMPE Journal* Vol. 25 No. 3, S. 9-19, 1989.
- [95] Bigg, D.M. et al.: High- Strength, Stampable Thermoplastic Composites. *Plastics Engineering*, S. 51-53, March 1988.
- [96] Ziegler, W.: Die Näpfchenprüfung nach Swift. *Industrie-Anzeiger* 91. Jg. Nr. 93, S. 2250-2252, 7.11.1969.
- [97] Offenlegungsschrift DE 196 46 095.6 DE A1: Verfahren zur Herstellung dünnwandiger, kontinuierlich faserverstärkter Thermoplast-Formteile. Deutsches Patentamt, München.

-
- [98] Patenmeldung v. 24.3.1997, Nr. 197 12 865.3: Verfahren zur Direktimpregnierung von Formteilen aus kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten. Veröffentlichung (Offenlegungsschrift) voraussichtlich 14.7.1998, Deutsches Patentamt, München.
- [99] Beitz, W., Küttner, K.H.: Dubbel Taschenbuch für den Maschinenbau. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York Tokyo, 15. Auflage 1986, S. 973.

