

CAE-Simulationskette zur Werkzeug- und Prozessauslegung von Carbonfaser-SMC-Bauteilen

Shubham Gorde^{1,*}, Constantin Krauß¹, Miriam Bartkowiak² und Luise Kärger¹

- ¹ Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Fahrzeugsystemtechnik–Leichtbautechnologie, Rintheimer Querallee 2, 76131 Karlsruhe, Deutschland; constantin.krauss@kit.edu; miriam.bartkowiak@kit.edu; luise.kaerger@kit.edu
- ² Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde, Engelbert-Arnold-Straße 4, 76131 Karlsruhe, Deutschland;
- * Korrespondierender Autor: shubham.gorde@kit.edu; Tel.: +49 721 608-45383

Leichtbau und Leichtbauwerkstoffe sind effektive Instrumente zur Reduzierung der CO₂-Emissionen in der Nutzungsphase von Fahrzeugen und spielen eine Schlüsselrolle bei der Verbesserung der Energieeffizienz. Die Substitution von metallischen Werkstoffen durch faserverstärkte Kunststoffe bietet in diesem Kontext viele Vorteile. Kohlenstofffaserverstärktes SMC eignet sich aufgrund seiner hervorragenden gewichtsspezifischen Eigenschaften und seines Potenzials für eine hohe Funktionsintegration für die Herstellung von strukturellen Leichtbaukomponenten. Trotz des positiven Materials und Formgebungseigenschaften des SMC-Verfahrens wurde jedoch bisher noch kein CF-SMC Faserverbundstruktur in einer automobilen Strukturanwendung in Großserie eingesetzt. Gründe dafür sind die unzureichende Vorhersagbarkeit der Bauteileigenschaften und des Langzeitverhaltens. Um diese Probleme zu überwinden, bedarf es eines Produktentwicklungsprozesses, der Materialcharakterisierung sowie Prozess- und Struktursimulation umfasst. Diese Module werden mit geeigneten Datenschnittstellen zu einer durchgängigen CAE-Kette verknüpft [1]. Dieser Ansatz wird am Beispiel eines automobilen Querlenkers demonstriert. Durch die Kombination der Prozesssimulation [4] mit einer Modellierung des Aushärte- und Abkühlverhaltens des Verbundes zur Verzugsanalyse kann eine Aussage über die auftretenden Eigenspannungen und den sich einstellenden Bauteilverzug getroffen werden [5]. Der Einfluss von einstellbaren Prozessparametern, auf die sich einstellenden Fertigungseffekte wird systematisch untersucht. Auf Basis dieser Ergebnisse werden Maßnahmen zu den Anpassungen der Werkzeug- oder Prozessparameter vorgenommen, um die maßhaltige und funktionale Bauteilherstellung sicherzustellen.

1 Einleitung

Sheet Molding Compound (SMC) ist ein formfertiges, diskontinuierlich kurzfaserverstärktes Polymer, das aus duroplastischen Platten unter Druck und Temperatur durch Formpressen hergestellt wird. Diese SMC-Teile bieten überlegene gewichtsspezifische Eigenschaften bei niedrigen Kosten und die Fähigkeit, während des Formpressens komplexe Geometrien zu formen, was bei kontinuierlich verstärkten Polymeren nicht möglich ist. Diese Eigenschaften machen sie für Anwendungen in der Luft- und Raumfahrt sowie in der Automobilindustrie attraktiv. Nach der Herstellung des Bauteils können prozessinduzierten Verformungen wie Schwindung oder Verzug auftreten und zum Verlust der Bauteilformhaltigkeit, führen. Daher ist es wichtig, die numerische Simulation verschiedener Prozessschritte wie Prozesssimulation, Mapping & Homogenisierung und Verzugssimulation durchzuführen und diese Schritte zu verbinden, um Informationsverluste zu vermeiden. Auf diese Weise lassen sich die prozessinduzierten Verformungen wie Schwindung/Verzug zusammen mit den akkumulierten Eigenspannungen im Voraus vorhersagen, und die beeinflussenden Prozessparameter können geändert werden, um die prozessinduzierten Verformungen zu minimieren.

Fasern in SMC reorientieren sich als Folge des Fließpressprozesses, daher ist es notwendig, die Faserorientierungen in der Verzugssimulation zu berücksichtigen. Die Simulationsschritte Prozesssimulation, Mapping und Verzugssimulation müssen daher miteinander verbunden werden. Aus diesem Grund wurde am KIT FAST eine konsistente CAE-Kette entwickelt [1, 2], die es ermöglicht, die Informationen zwischen den Simulations-Tools zu übertragen, wie in Abbildung 1 dargestellt.

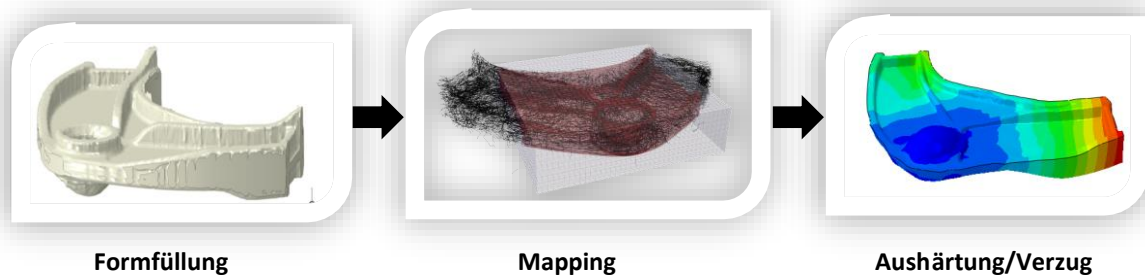


Abbildung 1. Virtuelle CAE-Kette am Beispiel eines automobilen Querlenkers

Ziel dieser Arbeit ist es, eine Verzugssimulation durchzuführen und die Prozess- und Materialparameter zu untersuchen, die den Verzug beeinflussen.

2 Numerische Modellierung

2.1 Aufbau der CAE-Kette

Die Prozessschritte beginnen mit der SMC-Prozesssimulation in Abaqus CEL mit der Methode der direkten Bündelsimulation [2, 3]. Dadurch kann im Gegensatz zu makroskopischen Modellen die vollständige Interaktion zwischen Faserbündeln, Werkzeug und Fluid berücksichtigt werden. In Abbildung 2 ist links die Ausbreitung des Harzes während des Fließpressens und rechts ein vergrößerter Ausschnitt des Kugelgelenks mit fertigungsinduzierter Faserbündelverteilung dargestellt. Der Orientierungszustand mit dem Faserorientierungstensor als Ergebnis der Prozesssimulation muss auf das Verzugs-/Strukturnetz übertragen werden.

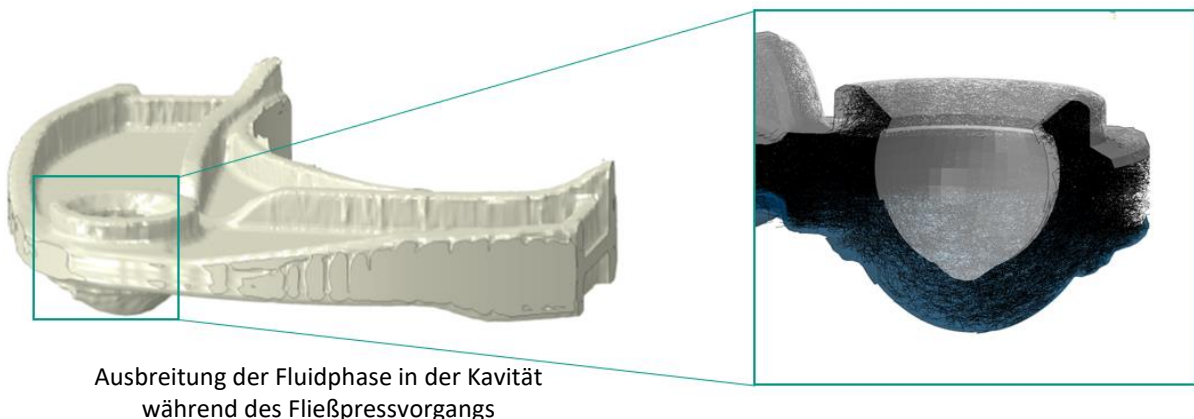


Abbildung 2. SMC-Fließpresssimulation des Querlenkers (links) mit Detailansicht des Kugelgelenks (rechts) fertigungsinduzierter Faserbündelverteilung

Die Verzugssimulation verwendet i. A. eine andere Diskretisierung als die SMC-Formfüllsimulation. Dies erfordert den Einsatz eines Mapping-Zwischenschritts. Alle notwendigen Schnittstellenoperationen, wie Mapping, Clustering von Orientierungszuständen und Homogenisierung, sind in einem selbstentwickelten Plugin für das kommerzielle FE-Tool ABAQUS gebündelt. Die Übertragung der Informationen aus dem Prozessnetz auf das Verzugsnetz erfolgt mit Hilfe der der Mapping-Bibliothek MapLib MpCCI des Fraunhofer-Instituts für Algorithmen und Wissenschaftliches Rechnen [12].

Wie in Abbildung 3 dargestellt, werden die Ergebnisse der Formfüllsimulation auf das Verzugsnetz übertragen und die effektiven makroskopischen thermomechanischen Eigenschaften bestimmt. Das Mapping der Prozesssimulationsergebnisse erfolgt in drei Schritten:

1. Einbettung der Geometrie in ein Voxel-Grid
2. Berechnung der statistischen Faserorientierungstensoren (FOT). Der Zwischenschritt ist notwendig, um bei der Langfaserverstärkung im cm-Bereich trotzdem ausreichend große RVEs mit repräsentativer Faserorientierungsverteilung zu erhalten.
3. Mapping auf das Verzugsnetz.

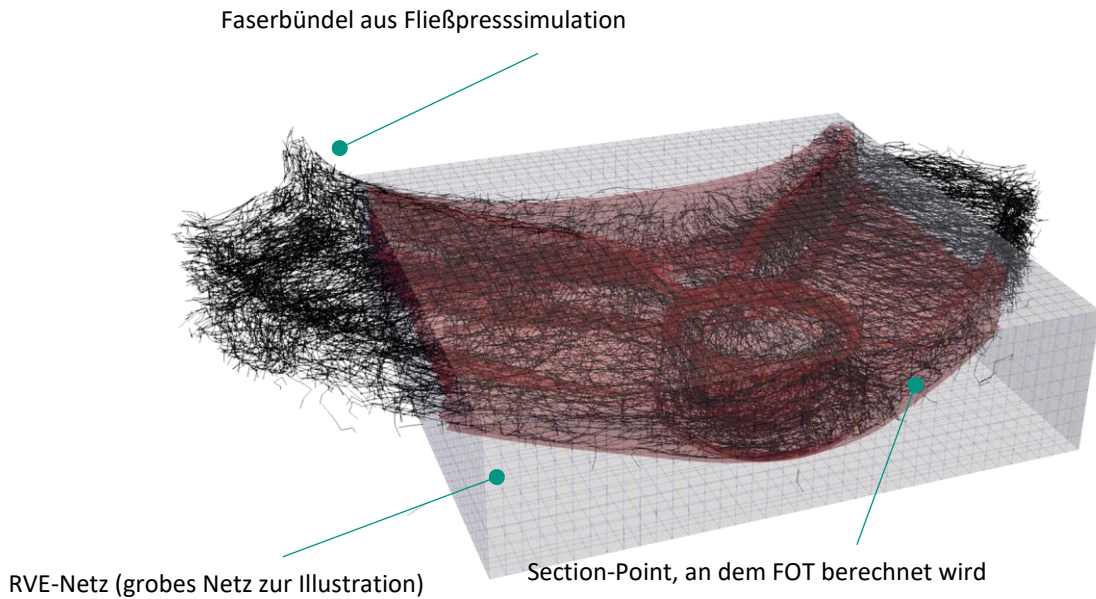


Abbildung 3. Mapping der Prozesssimulationsergebnisse auf Verzugsnetz

Die Ergebnisse der Formfüllsimulation, welche Verzug und Eigenspannungen beeinflussen können und entsprechend gemappt werden müssen, sind die räumliche Verteilung des Faserorientierungstensors, der Temperatur- und des Aushärtungsfortschritts, siehe Abb. 4. Zusätzlich werden Materialeigenschaften der Matrix im glasartigen und gummiartigen Zustand, die mechanischen Eigenschaften der Fasern und der Faservolumengehalt als Input für die Homogenisierung benötigt. Die Homogenisierung führt zu den effektiven mechanischen Eigenschaften wie dem Steifigkeitstensor E_{ijkl} , den effektiven thermischen Eigenschaften wie der Wärmeleitfähigkeit ϑ_i^{th} , der spezifischen Wärme c_p , und der thermischen Ausdehnung λ_i^{th} , sowie dem effektiven chemischen Schwindungskoeffizienten ϑ_i^{ch} .

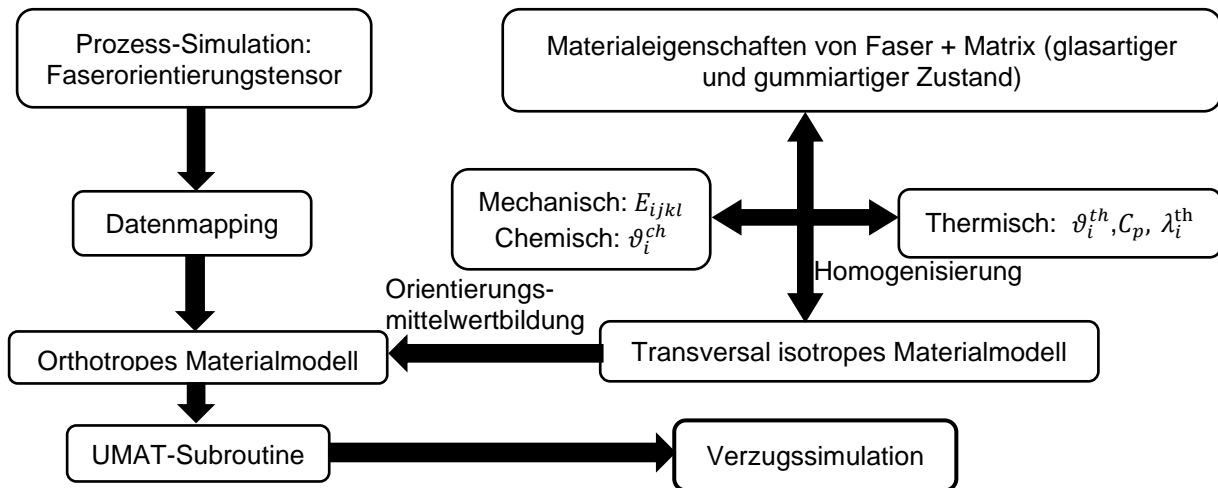


Abbildung 4. Datenübertragung für die Verzugsanalyse

Da es bei der Simulation von Verbundwerkstoffen unwirtschaftlich ist, einzelne Fasern zu modellieren, werden die effektiven Materialeigenschaften des Verbundwerkstoffs mit Hilfe von Homogenisierungsmethoden ermittelt. Es existieren viele verschiedene Homogenisierungsverfahren für thermische, chemische und mechanische Eigenschaften. In dieser Arbeit wird der Tandon-Weng-Ansatz [13] für die Steifigkeitshomogenisierung verwendet. Er dient der Definition des Eshelby-Tensors vierter Ordnung für unidirektionale Inklusionen, berücksichtigt den Volumengehalt der Fasern und das Aspektverhältnis. Für die thermischen Eigenschaften wird die spezifische Wärme über das Volumen gemittelt, da es sich um eine skalare und isotrope Eigenschaft handelt. Die Wärmeleitfähigkeit wird mit dem Clayton-Ansatz [14] berechnet. Für den Wärmeausdehnungskoeffizienten wird der energiebasierte

Ansatz von Schapery verwendet [15]. Die homogenisierten Materialeigenschaften werden weiter auf Basis des Faserorientierungstensors gemittelt, um das orthotrope Verhalten zu beschreiben, das für SMC-Formteile erforderlich ist.

2.2 Materialmodellierung

2.2.1 CHILE Modell für Matrix

Für eine genaue Vorhersage des Verzugsverhaltens spielt das gewählte anisotrope Materialmodell eine wichtige Rolle. Das Materialmodell für die Fasern ist linear-elastisch und isotrop; zur Modellierung der Matrix wird das CHILE-Modell verwendet [6, 7]. Die Anisotropie ist auf die Homogenisierung von Fasern und Matrix zurückzuführen. Die von Bernath verwendeten Modelle zur Darstellung des transversal isotropen Verhaltens für kontinuierliche Fasern mit Epoxidharz werden erweitert und implementiert, um das orthotrope Materialverhalten für diskontinuierliche kohlenstofffaserverstärkte Epoxidharz-SMC-Komponenten darzustellen. Aufgrund der komplexen Charakterisierung des SMC-Materials wird ein vereinfachtes, von Johnston [6, 7] entwickeltes, Cure hardening instantaneously linear elastic (CHILE)-Modell verwendet, dessen Spannungsentwicklung gegeben ist durch,

$$\sigma(t) = \int_0^t E(\xi) \frac{\partial \varepsilon(\xi)}{\partial \xi} d\xi = \int_0^t E(T, \alpha) \frac{\partial \varepsilon(\xi)}{\partial \xi} d\xi. \quad (2.1)$$

E ist der momentane Elastizitätsmodul, der von der Temperatur T und dem Aushärtungsgrad $\alpha \in [0; 1]$ abhängt. Das CHILE-Modell geht von einem monotonen Anstieg des Harzmoduls während der Aushärtung aus und folgt der folgenden Gleichung:

$$E(T, \alpha) = \begin{cases} E_r, & T_g(\alpha) - T < \Delta T_{c_1} \\ E_r + \frac{T_g(\alpha) - T - \Delta T_{c_1}}{\Delta T_{c_2} - \Delta T_{c_1}} (E_g - E_r), & \Delta T_{c_1} \leq T_g(\alpha) - T \leq \Delta T_{c_2} \\ E_g, & T_g(\alpha) - T > \Delta T_{c_2} \end{cases}. \quad (2.2)$$

In diesem Modell ist das gummiartige Modul E_r so lange aktiv, wie T_g die aktuelle Temperatur T nicht um einen bestimmten Wert ΔT_{c_1} überschritten hat. Die Steifigkeit ist gleich dem glasartigen Modul, wenn während der Abkühlung die Temperatur T einen Wert unter $T_g - \Delta T_{c_2}$ erreicht. Nach Bernath [8] wird E_g ebenfalls als konstant angenommen, da der Aushärtungszustand einen geringen Einfluss auf die Eigenschaften bei kleinen Dehnungen hat, was für die Modellierung von Eigenspannungen und Verzug relevant ist. Adolf und Martin [9] entwickelten ein Modell für die Entwicklung des Moduls im gummiartigen Zustand E_r , das auf einem Power Law basiert,

$$E_r = E_{rmax} \cdot \left(\frac{b - b_{gel}}{1 - b_{gel}^2} \right)^{8/3}. \quad (2.3)$$

In dieser Gleichung steht b für eine Bindungs-Wahrscheinlichkeit, die eng mit dem Aushärtungsgrad α verbunden ist. Im Falle von Epoxid- und Polyurethanharzen besteht ein stöchiometrisches Verhältnis $b = \alpha^2$ [9].

Beim SMC-Verfahren erfährt das Bauteil neben der mechanischen Veränderung durch den Nachdruck auch eine chemische und thermische Veränderung, so dass die vollständige Veränderung der Dehnung gegeben ist durch:

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \Delta \varepsilon_{ij}^{mech} + \Delta \varepsilon_{ij}^{th} + \Delta \varepsilon_{ij}^{ch} \quad (2.4)$$

Die Änderung der thermischen Dehnung ist gegeben durch:

$$\Delta \varepsilon_{ij}^{th} = \vartheta_i^{th} \Delta T \quad (2.5)$$

Die Änderung der chemischen Dehnung ist gegeben durch:

$$\Delta \varepsilon_{ij}^{ch} = \vartheta_i^{ch} \Delta \alpha \quad (2.6)$$

Für das CHILE-Modell wurde eine Subroutine erstellt und in ABAQUS implementiert. Die Homogenisierung erfolgt nach dem von Görthofer et al. [1] vorgestellten Verfahren. Für die Homogenisierung der mechanischen Eigenschaften wird die von Tandon und Weng [13] vorgestellte Methode angewendet, um ein transversalisotropes Material zu erzeugen, welches anschließend mit der von Advani und Tucker [16] vorgestellten Methode orientierungsgemittelt wird.

2.2.2 Thermisches Modell

Für die numerische Simulation des Verzugs von duroplastischen SMC-Bauteilen werden thermische und thermomechanische Eigenschaften wie die spezifische Wärmekapazität, Wärmeleitfähigkeit, Wärmedehnungskoeffizient und Glasübergangstemperatur benötigt. Die effektive Wärmeleitfähigkeit wird unter Bezug auf Clayton berechnet. In einem transversalisotropen FRP wird die Wärmeleitfähigkeit in Faserrichtung $\lambda_1^{\text{th}} = \lambda_{\parallel}$ und in Querrichtung $\lambda_2^{\text{th}} = \lambda_3^{\text{th}} = \lambda_{\perp}$ bestimmt. In Faserrichtung wird die λ_1^{th} über das Volumen gemittelt,

$$\lambda_{\parallel}^{\text{th}} = \varphi_f \lambda_f^{\text{th}} + \varphi_m \lambda_m^{\text{th}} \quad (2.7)$$

Hierbei stehen λ_f^{th} und λ_m^{th} für die Wärmeleitfähigkeit der Fasern und der Matrix.

Der Clayton-Ansatz wird zur Berechnung der Wärmeleitfähigkeit in Querrichtung für eine verdünnte Dispersion verwendet [14],

$$\frac{\lambda_{\perp}^{\text{th}} - \lambda_m^{\text{th}}}{\lambda_{\perp}^{\text{th}} + X \lambda_m^{\text{th}}} = \varphi_f \left(\frac{\lambda_f^{\text{th}} - \lambda_m^{\text{th}}}{\lambda_f^{\text{th}} + X \lambda_m^{\text{th}}} \right) \quad (2.8)$$

dabei ist X ein Faktor, der die Form und Ausrichtung der diskontinuierlichen Phase berücksichtigt, und nach dem von Clayton vorgeschlagenen Verfahren wird die Wärmeleitfähigkeit in senkrechter Richtung berechnet.

Für den Wärmeausdehnungskoeffizienten wird der energiebasierte Ansatz von Schapery [15] verwendet. Auf der Grundlage des Energiepotentials werden Grenzen für ein linear-elastisches Oberflächentraktionsproblem mit raumweise konstanter Temperaturänderung definiert. In Schapery [15] wird gezeigt, dass die obere Schranke den minimalen Fehler für die Volumenmittelung aufweist, also

$$\vartheta_1^{\text{th}} = \left(\frac{E_f \vartheta_f^{\text{th}} \varphi_f + E_m \vartheta_m^{\text{th}} \varphi_m}{E_f \varphi_f + E_m \varphi_m} \right) \quad (2.9)$$

dabei ist $\varphi_f + \varphi_m = 1$, E_f ist das Elastizitätsmodul der Faser und E_m der Elastizitätsmodul der Matrix. In Querrichtung beträgt der Ausdehnungskoeffizient

$$\vartheta_2^{\text{th}} = (1 + \nu_f) \varphi_f \vartheta_f^{\text{th}} + (1 + \nu_m) \varphi_m \vartheta_m^{\text{th}} - \overline{\vartheta^{\text{th}}} \quad (2.10)$$

mit ν_f und ν_m als Querkontraktionszahlen der Fasern und der Matrix. Wie die mechanischen Eigenschaften werden auch die thermischen Eigenschaften für transversalisotrope Materialien bestimmt, die mit Hilfe des Advani- und Tucker-Schemas gemittelt werden müssen [16].

2.2.3 Chemisches Schwindungsmodell

Die Homogenisierung der chemischen Schwindung erfolgt nach der Methode der Volumenmittelung [21]

$$\vartheta_i^{\text{ch}} = \varphi_f \vartheta_{f,i}^{\text{ch}} + \varphi_m \vartheta_{m,i}^{\text{ch}} \quad (2.11)$$

Dabei sind $\vartheta_{f,i}^{\text{ch}}$ & $\vartheta_{m,i}^{\text{ch}}$ die Koeffizienten der chemischen Schwindung für Faser bzw. Matrix. Da es keine Schwindung der Fasern gibt, ist der Schwindungskoeffizient der Fasern ϑ_f^{ch} gleich Null und die modifizierte Gleichung lautet

$$\vartheta_i^{\text{ch}} = \varphi_m \vartheta_{m,i}^{\text{ch}} \quad (2.12)$$

mit $\varphi_m = 1 - \varphi_f$. Das ist tatsächlich ein vereinfachter Ansatz, denn die chemische Schwindung hängt ja eigentlich von der Faserorientierung ab.

Die Aushärtungskinetik wird mit dem Kamal-Malkin-Kinetik Modell [10] berechnet, dass die Änderungsrate mit

$$\frac{d\alpha}{dt} = (K_1 + K_2 \cdot \alpha^m) \cdot (1 - \alpha)^n \quad (2.13)$$

und den empirischen Parametern m und n beschreibt. Die Parameter K_1 und K_2 werden häufig durch eine Arrhenius-Approximation in folgender Form angegeben:

$$K_i = A_i \cdot \exp\left(-\frac{E_i}{R \cdot T}\right) \quad (2.14)$$

Hier bezeichnen A_i , E_i , und R die Reaktionszeitkonstanten, die stoffspezifischen Aktivierungsenergien und die universelle Gaskonstante.

Duroplastisches Matrixmaterial hängt vom Aushärtungsgrad ab. Für die Vernetzung in der Reaktionskinetik der Matrix wird ein Modell für die Aushärtungsabhängigkeit von T_g benötigt, und diese Beziehung wird mit dem DiBenedetto-Ansatz modelliert [17,18],

$$\frac{T_g - T_{g,0}}{T_{g,\infty} - T_{g,0}} = \frac{\lambda \cdot \alpha}{1 - (1 - \lambda) \cdot \alpha} \quad (2.15)$$

Dabei ist λ ein Modellparameter, $T_{g,\infty}$ ist T_g bei $\alpha = 1$ (vollständige Aushärtung) und $T_{g,0}$ ist T_g bei $\alpha = 0$ (nicht ausgehärtet). Diese Methode ist in verschiedenen Studien häufig angewandt worden [19,20, 22].

3 Numerische Studie

Die Verzugsanalyse beginnt unmittelbar nach der Formfüllung und beinhaltet die Prozessschritte Formhalten, Aushärten und Abkühlen außerhalb der Form. Die Verzugsanalyse wird mit der FE-Software ABAQUS 2021 (Dassault Systèmes, USA) durchgeführt. Bei dem Simulationsmodell handelt es sich um einen Ausschnitt eines Querlenkers einer Automobilkomponente, wie in Abbildung 5 dargestellt [11]. Als Input für die Verzugsanalyse werden, wie in Abschnitt 2.1 beschrieben, Faserorientierung, Temperatur und Aushärtungsgradverteilung aus der Formfüllsimulation mit MPCCI MAPLIB [12] übertragen.

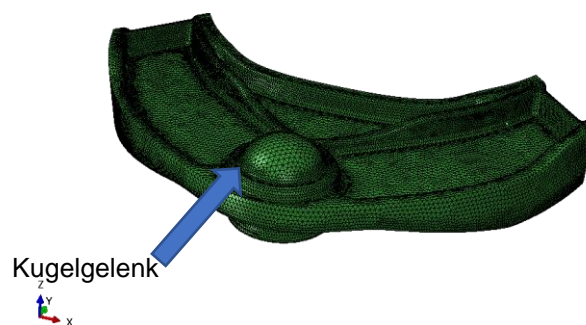


Abbildung 5. SMC-Querlenker

Während des Formhalte- und Aushärtungsschritts wird die Verschiebung auf der gesamten Bauteiloberfläche blockiert, da es sich im realen Prozess noch im geschlossenen Werkzeug befindet. Die Oberflächentemperatur wird konstant auf 140 °C eingestellt. Der Aushärtungsschritt dauert 60 Sekunden, gefolgt von einem Abkühlungsschritt außerhalb der Form. Während dieses Schritts ist nur das Kugelgelenk des Querlenkers für die Verschiebung gesperrt, um kinematische Bestimmtheit zu gewährleisten. Während der Abkühlung wird eine Konvektions-Randbedingung für die Temperatur vorgegeben. Die effektiven Materialeigenschaften werden mit den erläuterten Schemata bestimmt. Für das mechanische Modell wird das CHILE-Modell in einer orthotropen Formulierung verwendet. Die Modellparameter wurden von der Firma Toray zur Verfügung gestellt. Die Orientierungsverteilung wird

anhand der vorliegenden Orientierungstensenoren in zehn Subbereiche geclustert. Entsprechend der zehn Materialabschnitte werden zehn orthotrope Materialien erstellt, die das thermomechanische Materialverhalten für den entsprechenden Faserorientierungszustand beschreiben. Dieses Vorgehen wird durchgeführt, um den numerischen Aufwand zu reduzieren und die numerische Stabilität zu erhöhen. Diese Studie konzentriert sich auch auf drei Prozessparameter wie Aushärtetemperatur (T_c), Aushärtezeit (t_{cure}) und Konvektionsfilmkoeffizient (h) und deren Einfluss auf den Verzug.

4 Ergebnisse und Diskussion

Die linke Seite von Abbildung 6 zeigt die Verformung eines Modells mit einer Aushärungszeit von 1 Minute und einer Aushärtungstemperatur von 140°C, die zu einer maximalen Verschiebung von 9,8 mm führt, und die rechte Seite von Abbildung 6 mit einer Aushärungszeit von 15 Minuten und einer Aushärtungstemperatur von 140 °C, die zu einer maximalen Verschiebung von 8,0 mm führt. Es zeigt eine höhere Verschiebung für niedrigere Aushärtezeiten.

Diese Studie konzentriert sich auch auf Prozessparameter wie Aushärtetemperatur (T_c), Aushärtezeit (t_{cure}) und Konvektionsfilmkoeffizient (h) je nach Typ: Freie und Zwangs-Konvektion, die zwischen den einzelnen Simulationen verändert werden. Der Effekt der Entformung beeinflusst die auftretenden Dehnungsraten, die während der Verformung des Probekörpers von seiner eingeschränkten Geometrie im Werkzeug zu seinem endgültigen Verformungszustand wirken [8].

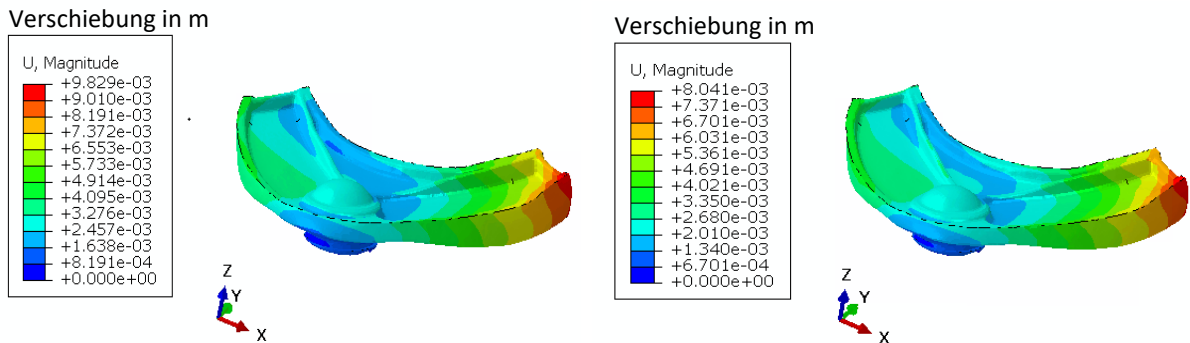


Abbildung 6: Verformung des Modells bei Aushärungszeit 1 min (links) und Aushärungszeit 15 min (rechts)

Abbildung 7 zeigt die Ergebnisse der numerischen Studien für einen konstanten Wärmeübergangskoeffizienten von $h = 15 \frac{W}{m^2K}$. Im angegebenen Bereich für die Aushärtezeit zwischen 15 und 30 Minuten lässt sich jedoch keine nennenswerte Auswirkung auf den Verzug beobachten. Dies lässt sich mit einer vollständigen Aushärtung des Materials bereits vor 15 min begründen. Im Gegensatz dazu ist eine positive Korrelation zwischen Aushärtetemperatur und Verzug festzustellen.

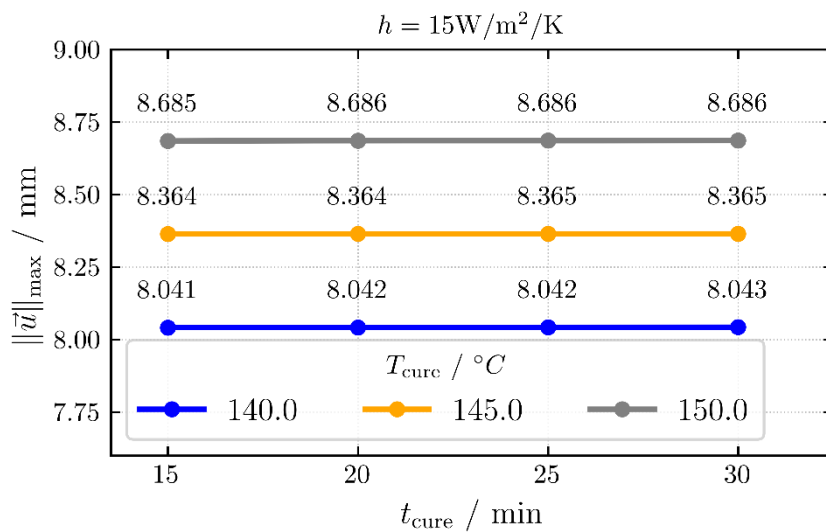


Abbildung 7: Einfluss der Aushärungszeit und -temperatur auf die Verschiebung

Im zweiten Teil der Studie wird die Kopplung zwischen den Prozessparametern Aushärtetemperatur und Wärmeübergangskoeffizient untersucht. Dieser lässt sich zum Beispiel durch eine aktive Kühlung einstellen (erzwungene Konvektion). In Abbildung 8 sind die dazugehörigen Ergebnisse dargestellt.

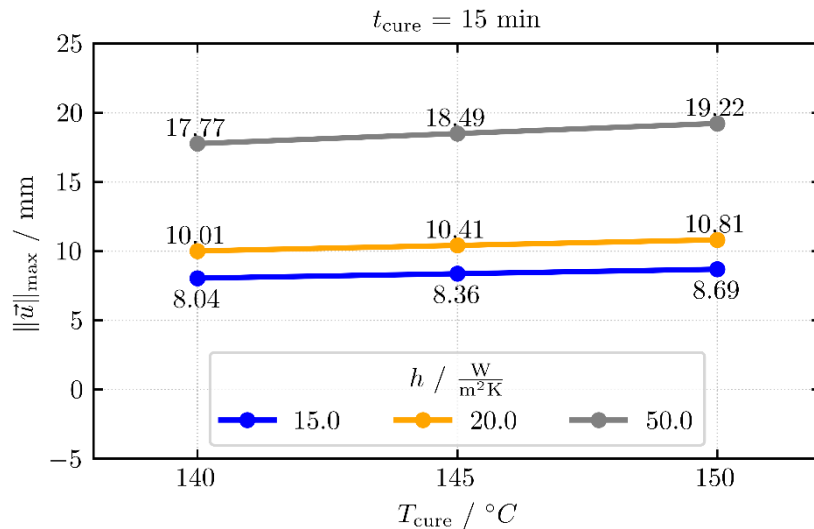


Abbildung 8: Einfluss des Wärmeübergangskoeffizienten und der Aushärtungstemperatur auf die Verschiebung

Ein erhöhter Wärmeübergangskoeffizient ermöglicht ein schnelleres Abfließen der Wärme über die Bauteiloberfläche. Dies führt zu einer absoluten Zunahme des sich einstellenden thermo-chemischen Verzugs. Zwischen Aushärtetemperatur und Verzug besteht ein Zusammenhang, der sich in guter Näherung linear approximieren lässt. Eine Reduktion des Wärmeübergangskoeffizienten führt hierbei zu einer Abnahme der Aushärtetemperatursensitivität, was anhand der Steigung der dargestellten Sekanten graphisch verdeutlicht wird.

5 Zusammenfassung

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass das orthotrope CHILE-Modell in der Lage ist, den Verzug von faserverstärkten SMC-Bauteilen in Abhängigkeit von Prozessparametern, Faserorientierungsverteilung und Aushärtungsreaktion zu erfassen. Die Verformungen liegen in einer realistischen Größenordnung. Künftig kann auch ein weiterentwickeltes viskoelastisches Materialmodell für die Matrix verwendet werden, um das zeitabhängige Verhalten der Matrix zu erfassen. Verzugsexperimente mit SMC-Bauteilen sowie weitere Untersuchungen zu den Materialparametern müssen durchgeführt werden, um die Methode zu validieren.

6 References

- Görthofer, J., Meyer, N., Pallicity, T.D., Schöttl, L., Trauth, A., Schemmann, M., Hohberg, M., Pinter, P., Elsner, P., Henning, F. and Hrymak, A., 2019. Virtual process chain of sheet molding compound: Development, validation and perspectives. *Composites Part B: Engineering*, 169, pp.133-147.
- Kärger, L., Bernath, A., Fritz, F., Galkin, S., Magagnato, D., Oeckerath, A., Schön, A. and Henning, F., 2015. Development and validation of a CAE chain for unidirectional fibre reinforced composite components. *Composite Structures*, 132, pp.350-358.
- Meyer N, Ilinzeer S, Hrymak AN, Henning F, Kärger L: Non-isothermal direct bundle simulation of SMC compression molding with a non-Newtonian compressible matrix. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics* 310: 104940, 2022.
- Meyer, N., Schöttl, L., Bretz, L., Hrymak, A.N. and Kärger, L., 2020. Direct Bundle Simulation approach for the compression molding process of Sheet Molding Compound. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 132, p.105809.
- Bernath, A., Groh, F., Exner, W., Hühne, C. and Henning, F., 2019. Experimental and numerical study of the spring-in of angled brackets manufactured using different resins and fiber textiles. *Journal of Composite Materials*, 53(28-30), pp.4173-4188.
- Johnston, A.A., 1997. *An integrated model of the development of process-induced deformation in autoclave processing of composite structures* (Doctoral dissertation, University of British Columbia).

7. Johnston, A., Vaziri, R., & Poursartip, A. (2001). A plane strain model for process-induced deformation of laminated composite structures. *Journal of composite materials*, 35(16), 1435-1469.
8. Bernath, A., 2021. *Numerical prediction of curing and process-induced distortion of composite structures* (p. 296). KIT Scientific Publishing.
9. Adolf, D. and Martin, J.E., 1996. Calculation of stresses in crosslinking polymers. *Journal of Composite Materials*, 30(1), pp.13-34.
10. Kamal, M.R. and Sourour, S., 1973. Kinetics and thermal characterization of thermoset cure. *Polymer Engineering & Science*, 13(1), pp.59-64.
11. <https://www.ict.fraunhofer.de/content/dam/ict/en/documents/press-releases/2022/Press%20release%20Eco%20Dynamic%20SMC%20Project.pdf>
12. Wolf, K., Bayrasy, P., Brodbeck, C., Kalmykov, I., Oeckerath, A. and Wirth, N., 2017. MpCCI: Neutral interfaces for multiphysics simulations. In *Scientific Computing and Algorithms in Industrial Simulations* (pp. 135-151). Springer, Cham.
13. Tandon, G.P. and Weng, G.J., 1984. The effect of aspect ratio of inclusions on the elastic properties of unidirectionally aligned composites. *Polymer composites*, 5(4), pp.327-333.
14. Clayton, W., 1971. Constituent and composite thermal conductivities of phenolic-carbon and phenolic-graphite ablators. In *12th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference* (p. 380).
15. Schapery, R.A., 1968. Thermal expansion coefficients of composite materials based on energy principles. *Journal of Composite materials*, 2(3), pp.380-404.
16. Advani, S.G. and Tucker III, C.L., 1987. The use of tensors to describe and predict fiber orientation in short fiber composites. *Journal of rheology*, 31(8), pp.751-784.
17. DiBenedetto, A.T., 1987. Prediction of the glass transition temperature of polymers: a model based on the principle of corresponding states. *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics*, 25(9), pp.1949-1969.
18. Pascault, J.P. and Williams, R.J.J., 1990. Glass transition temperature versus conversion relationships for thermosetting polymers. *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics*, 28(1), pp.85-95.
19. Karkanis, P.I., Partridge, I.K. and Attwood, D., 1996. Modelling the cure of a commercial epoxy resin for applications in resin transfer moulding. *Polymer International*, 41(2), pp.183-191.
20. Simon, S.L. and Gillham, J.K., 1993. Cure kinetics of a thermosetting liquid dicyanate ester monomer/high-Tg polycyanurate material. *Journal of applied polymer science*, 47(3), pp.461-485.
21. Wittemann, F., 2022. Fiber-dependent injection molding simulation of discontinuous reinforced polymers.
22. Bernath, A., Kärger, L. and Henning, F., 2016. Accurate cure modeling for isothermal processing of fast curing epoxy resins. *Polymers*, 8(11), p.390.