

**Abb. 1.43** Faseranordnung in der Matrix: (i) hexagonale (Dreieckspektren-) Packungskonfiguration, (ii) Packungskonfiguration mit quadratischer Kante sowie (iii) quadratisch-diagonale Packungskonfiguration [7]. Veränderte Darstellung (mit freundlicher Genehmigung des Springer-Verlages).

hexagonale Packung in dem mit abc bezeichneten Bereich drei Fasern. Aus der Fläche des aufgespannten Dreiecks und der Fläche aller Fasern im Dreieck kann der Faservolumenanteil errechnet werden. Das Symbol  $r_F$  bezeichnet den Radius der Faser,  $\rho$  den Faser-Faser-Separationsabstand [7]. Der Faservolumenanteil  $V_F$  steigt mit abnehmendem Faser-Faser-Separationsabstand  $\rho$  [7]. In Abb. 1.43b ist der Faservolumenanteil über dem Faser-Faser-Separationsverhältnis  $S$  ( $S = \rho/r_F$ ) dargestellt. Für alle dargestellten Fälle nimmt der Faservolumenanteil  $V_F$  mit zunehmendem Wert von  $S$  nicht linear ab. Der Fall  $S = 1$  entspricht dem Zustand, dass eine Faser mit einer anderen Faser im direkten Kontakt steht. Der Abb. 1.43 ist zu entnehmen, dass der erreichbare Faservolumenanteil für die hexagonale Packung (i) bei einem gegebenen Wert von  $S$  immer geringfügig größer ist als die der Packung mit quadratisch-diagonaler Packung (ii) und deutlich größer ist als die Anordnung mit quadratischer Kante (iii) [7].

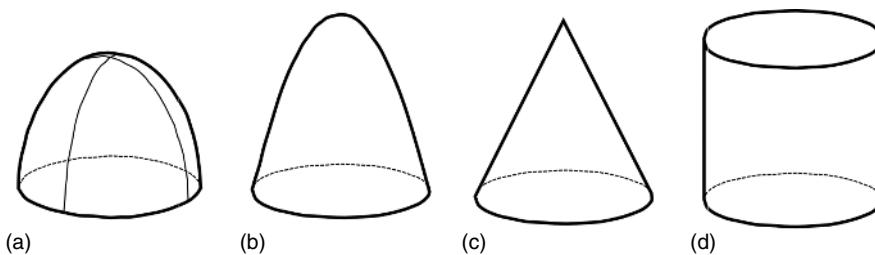
Madsen und Lilholt [25] berücksichtigen den Einfluss der Packungsordnung bei Naturfaserverbundwerkstoffen in Form der Vergrößerung des Porenanteils und führen einen Kennwert für die strukturelle Porosität ein. Sie schlagen eine modifizierte Mischungsregel zur Berechnung des E-Moduls von naturfaserverstärkten Verbundwerkstoffen vor [25].

Wie bereits in Abschn. 1.1 beschrieben wurde, kann die Faserfeinheit:

- gleichmäßig fein (Normalfaser),
- ungleichmäßig fein (Schwankungen der Feinheit entlang des Faserverlaufs) und
- konisch-fein sein [4].

Die Einflüsse der Faseranordnung auf den Faservolumenanteil wurden zuvor für gleichmäßig feine, kreisrunde (orbale) Faserschnitte beschrieben. Der Einfluss von ungleichmäßig feinen oder konisch-feinen Faserfeinheiten auf die Verbundwerkstoffeigenschaften ist nicht zu unterschätzen. Beispiele für unterschiedliche Formen der Faserfeinheit (konisch-fein: a-c) sind in Abb. 1.44 gezeigt.

Goh et al. [26] untersuchen analytisch mögliche Einflüsse konisch feiner Fasern und kommen zu dem Ergebnis, dass die axiale Spannung in der konischen Faser (Abb. 1.44c) in der Fasermitte ein Minimum aufweist und auf einen Maximalwert nahe der Faserenden ansteigt. Dieses Ergebnis war am ausgeprägtesten für kleine Werte von  $q$  (Faserachsenver-



**Abb. 1.44** Unterschiedliche Formen der Faserfeinheit: (a) ellipsoid, (b) paraboloid, (c) kegelförmig (konisch), (d) gleichmäßig fein (zylindrisch).

hältnis  $d/L$ ) und bei großen Verhältniswerten der E-Module Faser/Matrix ( $E_F/E_M$ ). Die Spannungsverteilungen für die paraboloiden und die ellipsoide Faser lagen zwischen denen für die zylindrische und kegelförmige Faser. Bei zylindrischen Fasern (Abb. 1.44d) war das Maximum für die axiale Spannung in der Fasermitte zu finden. Diese verringert sich über den Verlauf der Faser und fällt zum Faserende auf einen Wert von null ab [26].

Auf der Basis von Modellrechnungen konnten Ng et al. [27] zeigen, dass die Energie, die zum Herausziehen einer symmetrisch zu den Enden dünner werdenden konischen Faser aus dem Kunststoff aufgewandt werden muss, klein ist, da die Energieübertragung zur Überwindung der Reibung an der Faser-Matrix-Grenzschicht gering ist. Im Unterschied dazu ist bei einer gleichmäßig feinen zylindrischen Faser die Energieübertragung an der Faser-Matrix-Grenzschicht zur Überwindung der Reibung groß. Nach Ng et al. liegen die Auszugsenergien für eine paraboloiden und ellipsoide Faser zwischen den Werten der zylindrischen und kegelförmigen (konischen) Faser [27].

Andere Möglichkeiten, um mit ungleichmäßig feinen Fasern die Eigenschaften des Verbundwerkstoffes zu beeinflussen, wurden beispielsweise durch vergrößerte Faserenden [28] oder durch flache Faserenden [29] erreicht. Beyerlein et al. konnten durch knochenförmige kurze Fasern, die an beiden Enden vergrößert sind, Festigkeit und Zähigkeit der Verbundwerkstoffe im Vergleich zu gleichmäßig feinen (zylindrischen) Fasern bei gleichem Aspektverhältnis verbessern [28]. Mit bionisch optimierten ungleichmäßig feinen Fasern verbesserten Homburg et al. [30] Kurzfaserverbundwerkstoffe. Auf der Basis von „Pull-out“-Versuchen<sup>15)</sup> an ungleichmäßig feinen Stahlfasern in Epoxidharz konnte bis zu 27-mal mehr Energie absorbiert werden als bei gleichmäßig feinen Fasern. Nach den Ausführungen der Autor:innen gibt es einen optimalen Konuswinkel, bei dem einerseits die Auszugsarbeit maximiert und andererseits ein Sprödbruch der Matrix verhindert wird [30].

Eine weitere Möglichkeit zur Verbesserung der Zähigkeit besteht in der Verwendung von Fasern, die an den Enden verzweigt sind. Fe et al. [31] untersuchten theoretisch und experimentell den Einfluss von Faser verzweigungen an den Faserenden. Sie konnten zeigen, dass sich der Widerstand gegen Rissöffnung während des Bruchs erhöht [31]. Fu et al. zeigen, dass die Auszugskraft und die Auszugsenergie von verzweigten Fasern größer sind als die Kräfte und Energien bei gleichmäßig feinen Fasern [32]. Diese Ansätze bieten sich vor

15) Eine detaillierte Beschreibung zum „Pull-out“-Versuch findet sich im Abschn. 4.2.4 „Messung der Faser-Matrix-Haftung“.

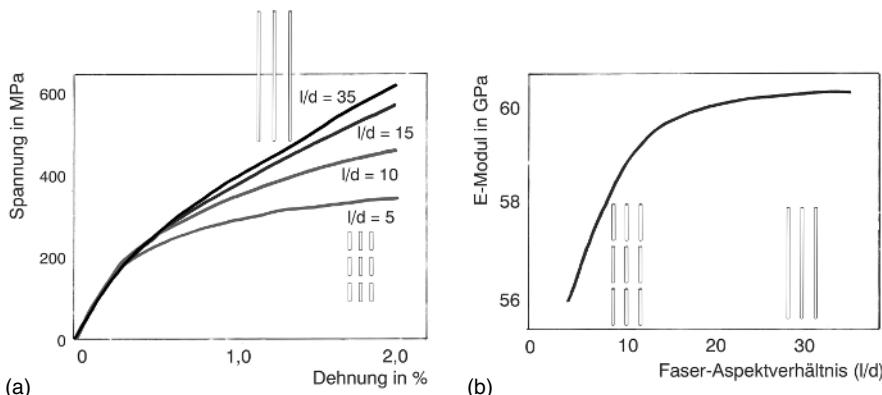
allem auch für Naturfasern und regenerierte Cellulosefasern an, die sich z. B. durch chemische Behandlung fibrillieren lassen [33].

### 1.3.4 Einfluss aus Längs- und Querschnittsform (Faser-Aspektverhältnis)

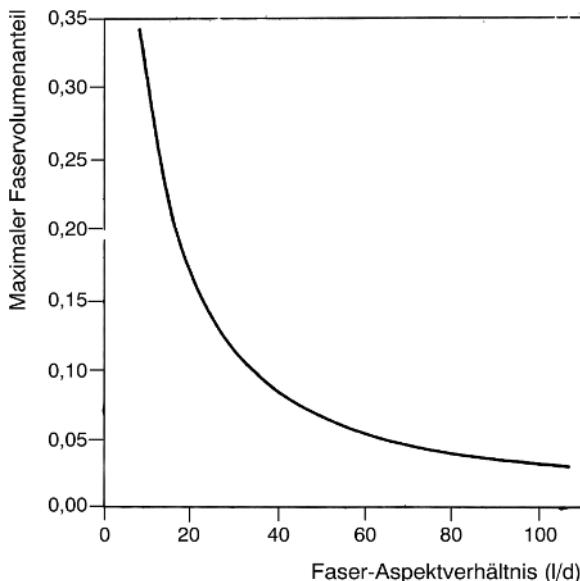
Tian et al. [34] untersuchen in ihren Arbeiten die Auswirkungen des Faser-Aspektverhältnisses auf die mechanischen Eigenschaften eines kohlenstofffaserverstärkten Magnesiumverbundwerkstoffes. Auf der Basis von Finite-Elemente-Berechnungen (FEM) konnte gezeigt werden, dass die Zugfestigkeit der Kurzfaserbundwerkstoffe bei Erhöhung des Aspektverhältnisses von  $l/d = 5$  auf  $l/d = 15$  deutlich gesteigert werden konnte (vgl. Abb. 1.45a). Für Aspektverhältnisse größer  $l/d = 20$  blieb die Zugfestigkeit nahezu konstant. Gleiches konnte für die Veränderung der E-Modul-Werte gezeigt werden (vgl. Abb. 1.45b) [34]. Die Ergebnisse sind abgeleitet aus der FEM-Berechnung dreidimensionaler Volumenelementmodelle [34].

Das Aspektverhältnis von Fasern/Faserbündeln ist auch bezüglich möglicher Interaktionen dieser Objekte während der Verarbeitung zum Verbundwerkstoff von großer Wichtigkeit. Von Turkovich und Erwin [35] definieren einen maximalen Faservolumenanteil für zufällig orientierte Fasern als Funktion des durchschnittlichen Faser-Aspektverhältnisses (vgl. Abb. 1.46). Faservolumenanteile, die über dem angegebenen Maximum liegen, führen u. a. dazu, dass Fasern gebogen, gebrochen oder anders ausgerichtet werden [35].

Für Naturfaserverbundwerkstoffe zeigen Bourmaud et al. [21, 37], dass es sich bei Flachs und anderen Bastfasern um Faserbündel handelt, die während der Verarbeitung nicht nur eingekürzt, sondern auch zu feineren Faserbündeln oder gar zu einzelnen Fasern aufgeschlossen werden. Hierdurch kann sich das Aspektverhältnis ( $l/d$ ) vergrößern, was einen positiven Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften hat. Bourmaud et al. zeigen, dass dies ein Vorteil von thermoplastischen Kurzfaserbundwerkstoffen mit Bastfaserbündeln im Vergleich zu kurzglasfaserverstärkten Thermoplasten ist. Beim mehrfachen Rezyklieren der Glasfaserverbundwerkstoffe kürzen die Fasern in der Regel immer stärker ein; das Aspektverhältnis wird immer kleiner und die Verstärkungswirkung geringer. Gleiche Ef-



**Abb. 1.45** (a) Spannungs-Dehnungs-Kurven als Funktion des Faser-Aspektverhältnisses (kohlenstofffaserverstärktes Magnesium). (b) E-Modul in Abhängigkeit von  $l/d$  in Längsrichtung (Kurvenverlauf als logistische Regression der ermittelten Werte) [34] zitiert in [7] (veränderte Darstellung; mit freundlicher Genehmigung des Elsevier Verlages).



**Abb. 1.46** Maximaler Faservolumenanteil als Funktion des durchschnittlichen Faser-Aspektverhältnisses oberhalb dessen Fasern im Prozess gebogen, gebrochen oder anders ausgerichtet werden (von Turkovich und Erwin [35] nach Milewski [36]; veränderte Darstellung mit freundlicher Genehmigung des John Wiley Verlages).

fekte beschreiben Graupner et al. [14] beim Rezyklieren von Regeneratcellulosefasern zur Verstärkung des Kunststoffes PLA. Werden hingegen Bastfaserbündel rezykliert, kann sich das Aspektverhältnis vergrößern und der Abbau der Eigenschaften des thermoplastischen Rezyklates nach mehreren Rezyklierungsschritten fällt geringer aus als bei einem Kurzglasfaserverbundwerkstoff [21].

### 1.3.5 Einfluss der Oberflächenform

Wie in Abschn. 1.1 beschrieben, setzt sich die Oberflächenform aus der Faserstruktur und der Strukturfeinheit zusammen [4]. Der Einfluss der Oberflächenform auf die Verbundwerkstoffeigenschaften ist insbesondere im Zusammenhang mit der Faser-Matrix-Haftung<sup>16)</sup> zu sehen. So konnten Mackin et al. [38] zeigen, dass die Energiedissipation bei einem Faserauszug aus dem Kunststoff maßgeblich von der Rauigkeit der Grenzschicht zwischen Faser und Matrix abhängt. Die Autoren zeigen, dass eine Erhöhung der Rauigkeitsamplitude die Möglichkeit des Fasergleitens verändert, was insgesamt zu einer deutlich höheren Energiedissipation beim Faserauszug führt [38].

Song et al. zeigen für kohlenstofffaserverstärktes Epoxidharz, dass die Veränderung der Oberflächenrauigkeit der Fasern zu einer stärkeren mechanischen Verzahnung zwischen Faser und Matrix führt. Dies trägt zu einem signifikanten Anstieg der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit<sup>17)</sup> bei [39].

16) Detaillierte Ausführungen finden sich in Abschn. 4.2.4 „Messung der Faser-Matrix-Haftung“.

17) Vergleiche Abschn. 4.2.4 „Messung der Faser-Matrix-Haftung“.

Bei der Interpretation von Untersuchungen der Faser-Matrix-Haftung an Cellulosefasern sind nach Müssig und Graupner [40] folgende Aspekte zu berücksichtigen. Regenerierte Cellulosefasern wie Lyocell weisen im Gegensatz zu Bastfaserbündeln eine glatte (levale) Faserstruktur auf. Die größere Rauigkeit von Bastfaserbündeln führt zu einer höheren Grenzflächenreibung, die allerdings nicht mit der theoretischen Adhäsion zu verwechseln ist [40].

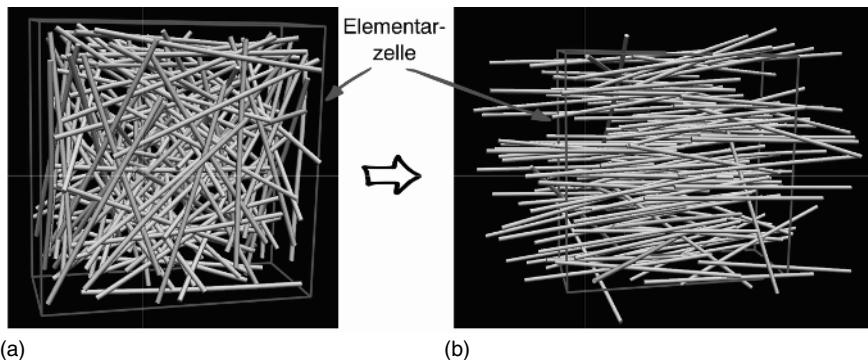
### 1.3.6 Einfluss der Orientierung

Nach Fu und Lauke [10] hat neben dem Faservolumenanteil und der Faserlänge vor allem auch die Faserorientierung einen großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften eines kurzfaserverstärkten Verbundwerkstoffs.

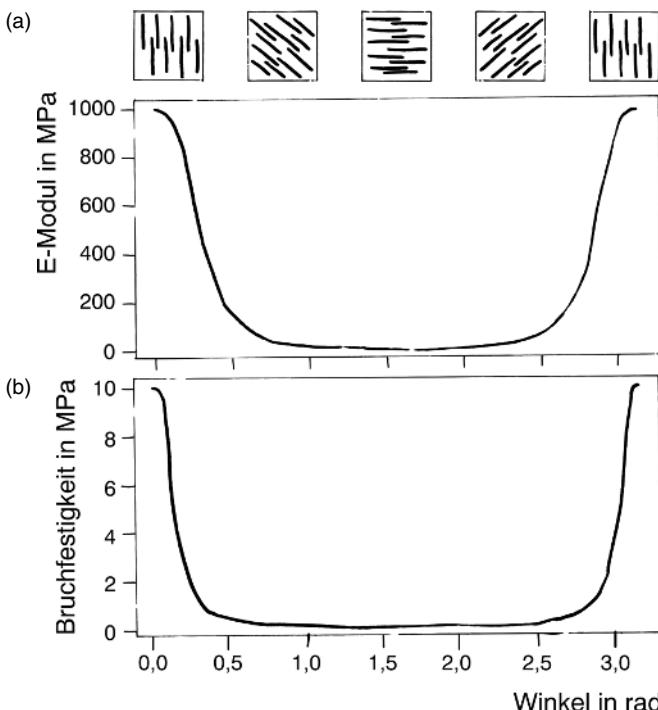
Ein Orientierungszustand kann sich zwischen den Zuständen *wirr* und *gerichtet* einstellen. Zur Verdeutlichung unterschiedlicher Orientierungszustände in kurzfaserverstärkten Verbundwerkstoffen dient Abb. 1.47.

Goh [7] beschreibt den Einfluss der Faserorientierung auf die mechanischen Eigenschaften eines kurzfaserverstärkten Modellverbundwerkstoffs (siehe Abb. 1.48). Für den E-Modul und die Bruchfestigkeit treten die Maxima bei 0 rad ( $0^\circ$ ) und bei 3,1416 rad ( $180^\circ$ ) auf. Von den Maximalwerten nehmen der E-Modul und die Bruchfestigkeit ab und erreichen bei  $90^\circ$  ein Minimum [7].

Tian et al. [34] erhalten für kohlenstofffaserverstärktes Magnesium vergleichbare Ergebnisse. Auf der Basis von Finite-Elemente-Modellen bestimmen sie für unterschiedliche Faserorientierungen die Spannungs-Dehnungs-Kurven (Abb. 1.49a). Die Zugfestigkeit der kurzfaserverstärkten Verbundwerkstoffe ist in Abb. 1.49b als Funktion der Faserorientierung dargestellt. Bei einem Faserorientierungswinkel von  $0^\circ$  zeigen die kurzen Kohlenstofffasern den größten Verstärkungseffekt und führen zum höchsten Wert der Zugfestigkeit. Steigt der Faserorientierungswinkel auf  $60^\circ$ , verringert sich die Zugfestigkeit, was nach Tian et al. auf eine Reduzierung der Spannungsübertragung von der Matrix auf die Fasern zurückzuführen ist. Erreichen die Fasern einen Orientierungswinkel von  $60^\circ$ , wird der Wert der Zugfestigkeit minimal. Steigt der Orientierungswinkel weiter auf  $90^\circ$ , erhöht sich die Zugfestigkeit geringfügig. Tian et al. erklären diesen Effekt durch eine bessere Grenz-



**Abb. 1.47** Wirre Faserorientierung in der Elementarzelle (a) im Ausgangszustand und (b) weitestgehend ausgerichtete Kohlenstofffasern nach Erreichen des stabilen Faserorientierungszustands (veränderte Darstellung nach [41]; mit freundlicher Genehmigung der Autorin).



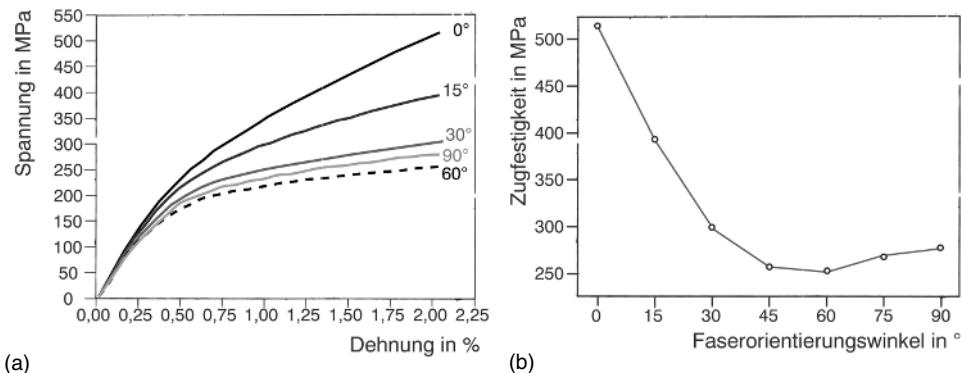
**Abb. 1.48** (a) E-Modul und (b) Bruchfestigkeit eines kurzfaserstärkten Verbundwerkstoffes in Abhängigkeit vom Orientierungswinkel ( $1 \text{ rad} = 180^\circ/\pi$ ;  $90^\circ = 1,5708 \text{ rad}$ ;  $180^\circ = 3,1416 \text{ rad}$ ). Grafische Elemente zeigen die Fasern unter verschiedenen Orientierungswinkeln. Die Belastung wirkt vertikal auf den Faserverbundwerkstoff [7] (veränderte Darstellung; mit freundlicher Genehmigung des Springer-Verlages).

schichthaftung (mechanische Verzahnung<sup>18)</sup>) durch die Kohlenstofffasern, die das Deformationsverhalten des gesamten Verbundwerkstoffs einschränkt. Insgesamt kommt es dadurch zu einer leicht besseren Spannungsübertragung, wenn der Orientierungswinkel von  $60^\circ$  auf  $90^\circ$  ansteigt [34].

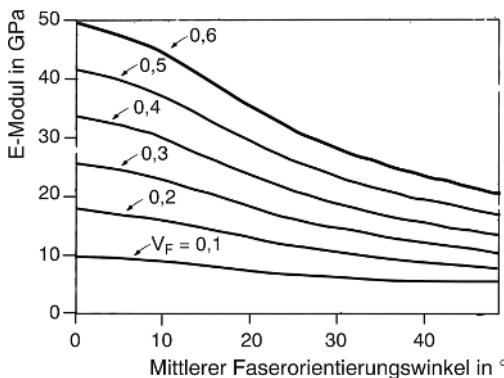
Fu und Lauke [10] stellen auf der Basis analytischer Methoden fest, dass der E-Modul wirrer kurzfaserstärkter Kunststoffe entscheidend von der Längenverteilung und der Faserorientierungsverteilung abhängt. Der Laminat-Analogie-Ansatz (LAA) wird in ihrer Arbeit zur Vorhersage des E-Moduls verwendet. In Abb. 1.50 sind die berechneten E-Modul-Werte kurzfaserstärkter Verbundwerkstoffe für unterschiedliche Faserorientierungsverteilungen und unterschiedliche Faservolumenanteile dargestellt. Sowohl der Faservolumenanteil als auch der mittlere Faserorientierungswinkel haben einen signifikanten Einfluss auf den E-Modul. Der E-Modul der Verbundwerkstoffe nimmt mit zunehmendem mittleren Faserorientierungswinkel langsam ab, wenn der Faservolumenanteil klein ist ( $V_F = 0-0,1$ ). Bei großen Werten des Faservolumenanteils (z. B.  $V_F = 0,5$ ) nimmt der E-Modul mit zunehmendem mittleren Faserorientierungswinkel dramatisch ab [10].

Die Ermittlung der Faserorientierung in einem Verbundwerkstoff wird im Abschn. 4.1.2.2 „Dreidimensionale Bildverarbeitung von  $\mu$ -CT-Daten“ genauer beschrieben. Für Naturfa-

18) Vergleiche Abschn. 1.3.5 „Einfluss der Oberflächenform“.



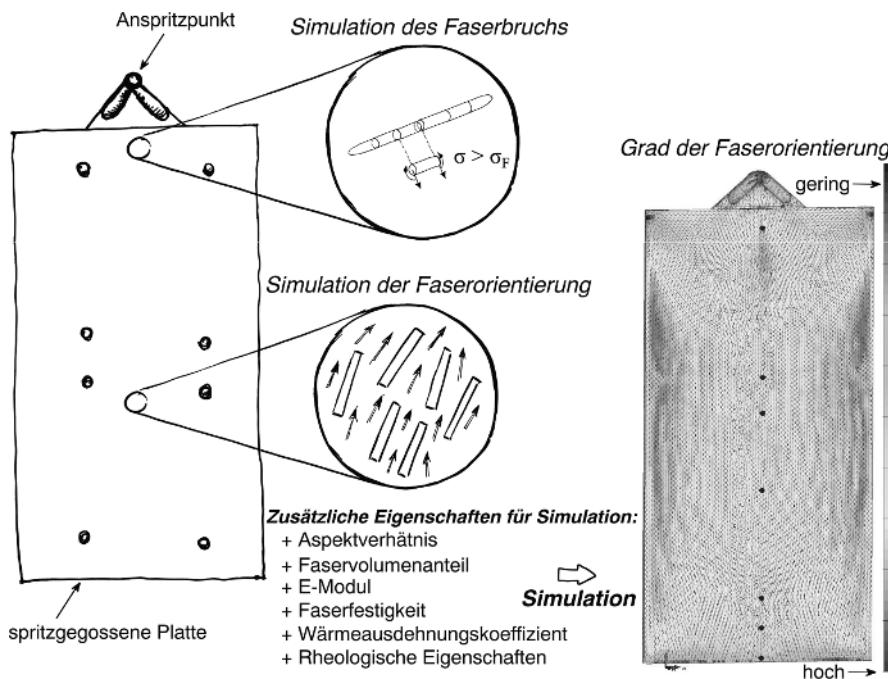
**Abb. 1.49** Durch die Simulationen vorhergesagte Spannungs-Dehnungs-Kurven von (a) kohlenstofffaserverstärkten Magnesiumverbundwerkstoffen und (b) durch die Simulationen vorhergesagte Zugfestigkeit (Bruchfestigkeit) [34] (veränderte Darstellung; mit freundlicher Genehmigung des Elsevier Verlages).



**Abb. 1.50** Der mit dem Laminat-Analogie-Ansatz (LAA) berechnete E-Modul kurzglasfaserverstärkter Verbundwerkstoffe für unterschiedliche Faserorientierungsverteilungen und unterschiedliche Faservolumenanteile [10] (veränderte Darstellung; mit freundlicher Genehmigung des Elsevier Verlages).

serverbundwerkstoffe untersuchten Albrecht et al. [42] unterschiedliche experimentelle Methoden zur Messung der Faserorientierung an spritzgegossenem sisalfaserverstärktem Polypropylen (PP): Terahertz-Spektroskopie,  $\mu$ -CT und lichtmikroskopische Messungen (LMM) von Mikrotomschnitten. Mithilfe der Terahertz-Spektroskopie kann die Hauptfaserorientierung als Mittelwert über der Plattendicke bestimmt werden, allerdings erlaubt die Methode nicht die Bestimmung einer Verteilungsangabe der Faserorientierung an einer definierten Position. Die Verwendung von  $\mu$ -CT und LMM ermöglicht die Messung der Faserorientierung an verschiedenen Schichten über der Plattendicke und erlaubt die Messung der Rand- und Kernschichteffekte. Da beim  $\mu$ -CT- und LMM-Verfahren unterschiedlich dicke Schichten vermessen werden, ist beim direkten Vergleich der Ergebnisse Vorsicht geboten [42].

In kommerziellen Spritzguss simulationsprogrammen existieren in der Regel nur Werkzeuge für glasfaserverstärkte Thermoplaste, nicht aber für Naturfasern. Albrecht et al. [42] konnten mit ihrer Arbeit zeigen, dass eine Anpassung der Simulationsalgorithmen für sisal-

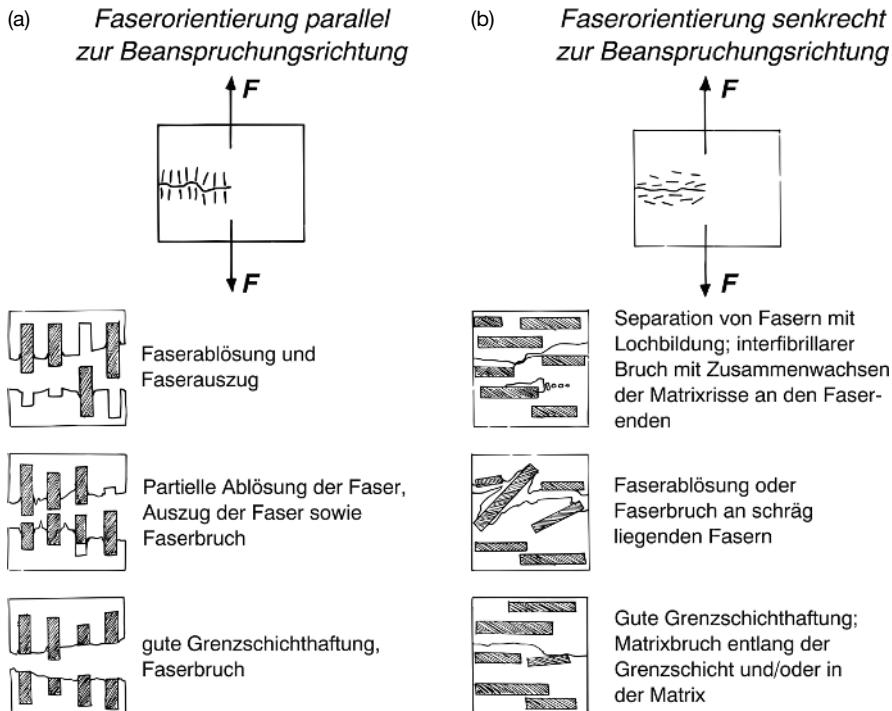


**Abb. 1.51** Faserorientierungsmodell sowie Modellierung des Faserbruchs von sisalfaserverstärktem Polypropylen (PP), die in einer Spritzgussimulation integriert werden (angepasste und erweiterte Abbildung nach [43]).

faserverstärktes Polypropylen möglich ist. Zur Evaluation der Simulationsergebnisse wurden diese mit den Ergebnissen experimenteller Methoden verglichen. Die mit der Methode des  $\mu$ -CT gefundenen Orientierungen korrelieren gut mit einer durchgeführten Spritzgussimulation, die für sisalfaserverstärktes Polypropylen entwickelt wurde [42]. Der Ansatz ist in Abb. 1.51 schematisch dargestellt.

Die Orientierung der Fasern in einem kurzfaser verstärkten Verbundwerkstoff hat auch einen erheblichen Einfluss auf die Schädigungsmechanismen beim Versagen des Werkstoffs. Schoßig [44] fasst die Ergebnisse unterschiedlicher Autor:innen zu zähigkeitssteigernden Mechanismen als Funktion der Faserorientierung zusammen (vgl. Abb. 1.52). Besonders effektiv zur Steigerung der Zähigkeit gestaltet sich eine Faserorientierung, die parallel zur Belastungsrichtung verläuft. In diesem Szenario können, abhängig von der Faser-Matrix-Haftung, folgende Prozesse ablaufen: (i) Faser-Matrix-Ablösung, (ii) Faserauszug, (iii) Fasergleiten und (iv) Faserbruch. Treten alle Effekte auf, ist in der Folge die Zähigkeit des Verbundwerkstoffs maximiert und der Riss breitet sich zickzackförmig aus. Ist die Faser-Matrix-Haftung extrem hoch, können die zuvor genannten Mechanismen nur bedingt ablaufen und die Zähigkeit des Verbundwerkstoffs verringert sich (vgl. Abb. 1.52a unten) [44].

Die Abb. 1.52a illustriert die Fälle für senkrecht bzw. schräg orientierte Fasern. Schoßig [44] beschreibt, dass es bei geringer Faser-Matrix-Haftung zur Separation der Grenzschicht kommen kann und sich Löcher zwischen den Fasern bilden können. Die Matrix



**Abb. 1.52** Schädigungsmechanismen in kurzfaser verstärkten Verbundwerkstoffen in Abhängigkeit von der Faserorientierung und der Faser-Matrix-Haftung (nach Schoßig [44] u. a. – veränderte Darstellung; mit freundlicher Genehmigung des Springer-Verlages).

kann spröde brechen und es kann zur Scherung und zum Craze-Mechanismus<sup>19)</sup> in der Matrix kommen. Nicht perfekt senkrecht liegende Fasern können herausgezogen werden oder brechen. Für den Fall einer gut ausgebildeten Faser-Matrix-Grenzschicht breitete sich der Riss entweder innerhalb der Matrix oder teilweise entlang der Grenzschicht aus, die Bruchfläche im Verbundwerkstoff ist in diesem Fall relativ glatt (vgl. Abb. 1.52b unten) [44].

Die Steigerung der Zähigkeit von cellulosefaser verstärkten spritzgegossenen Verbundwerkstoffen kann neben den zuvor beschriebenen Möglichkeiten durch die Wahl der Faser gesteuert werden. So berichten Bax und Müssig [45] über den Einsatz von duktilen, regenerierten Cellulosefasern in PLA. Im Vergleich zu festem und eher sprödem Flachs konnte durch den Einsatz der Regeneratcellulosefasern die Zähigkeit der PLA-Verbundwerkstoffe deutlich gesteigert werden [45].

### 1.3.7 Mitnahmebotschaft

Die Ausführungen in diesem Kapitel sollen dazu führen, dass die möglichen Einflüsse teilbezogener Faserformen auf die Eigenschaften eines Faserverbundwerkstoffes verständlicher werden. Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die *Längsform*, die *Querschnittsform*,

19) Ein mikromechanischer Deformationsmechanismus bei Kunststoffen.

die *Oberflächenform* und die *Faserorientierung* erheblichen Einfluss auf die Verbundwerkstoffeigenschaften haben. Wichtig ist es in diesem Zusammenhang zu betonen, dass es nicht ausreicht, eine teilbezogene Faserform isoliert zu betrachten, da sich die Faserverbundwerkstoffeigenschaften meist multifaktoriell aus den teilbezogenen Faserformen sowie weiteren Einflussfaktoren ergeben.

### Danksagung

Ein besonderer Dank gilt Malika Müssig für ihre kreative Arbeit mit den handgezeichneten, schematischen Abbildungen.

## Literatur

- 1 Graupner, N. und Müssig, J. (2010). *Technical Applications of Natural Fibres: An Overview* (Hrsg. J. Müssig), 1. Aufl., Kap. 3.2, S. 63–72. Chichester: John Wiley & Sons, Ltd.
- 2 Schnegelsberg, G. (1973). Informatik und Textilien – dargestellt am Beispiel: Vergleichende Gegenstandsexplikation „Garn“ und „Faden“. *Textil Praxis Int.* 1973, Oktober: 591–593.
- 3 Schnegelsberg, G. (1971). *Systematik der Textilien*. Das Wissenschaftliche Taschenbuch, Abteilung Technik. München: Wilhelm Goldmann Verlag.
- 4 Schnegelsberg, G. (1999). *Handbuch der Faser – Theorie und Systematik der Faser*, 1. Aufl. Frankfurt am Main: Deutscher Fachverlag.
- 5 Schnegelsberg, G. (1993). Textilwarenlehre. Mönchengladbach, Fachhochschule Niederrhein, Abteilung Mönchengladbach, Fachbereich Textil- und Bekleidungstechnik, Vorlesungsmanuskript.
- 6 Müssig, J. (1997). Herstellung von technischen „Non-woven“-Produkten (Vliesen) unter Einsatz von Naturfasern. Bremen: Faserinstitut Bremen e.V. – FIBRE, (Projekt FV 057, Abschlussbericht Teilprojekt FIBRE, Projektkurztitel: NANO), Autorenmanuskript, 119 Seiten.
- 7 Goh, K.L. (2017). Physical properties of fibres and matrix. In: *Discontinuous-Fibre Reinforced Composites*, S. 21–48. Springer.
- 8 Kelly, A. (1970). Interface effects and the work of fracture of a fibrous composite. *Proc. R. Soc. Lond. A* 319 (1536): 95–116.
- 9 Goh, K.L., Aspden, R.M. und Hukins, D.W.L. (2004). Review: Finite element analysis of stress transfer in short-fibre composite materials. *Compos. Sci. Technol.* 64 (9): 1091–1100.
- 10 Fu, S.-Y. und Lauke, B. (1998). The elastic modulus of misaligned short-fiber-reinforced polymers. *Compos. Sci. Technol.* 58 (3–4): 389–400.
- 11 Krenchel, H. (1964). Fibre reinforcement; theoretical and practical investigations of the elasticity and strength of fibre-reinforced materials. Dissertation. Akademisk Forlag, Technical University of Denmark.
- 12 Müssig, J. und Haag, K. (2015). The use of flax fibres as reinforcements in composites. In: *Biofiber Reinforcements in Composite Materials*, S. 35–85. Elsevier.
- 13 Graupner, N., Ziegmann, G., Wilde, F., Beckmann, F. und Müssig, J. (2016). Procedural influences on compression and injection moulded cellulose fibre-reinforced polylactide (PLA) composites: Influence of fibre loading, fibre length, fibre orientation and voids. *Compos. A Appl. Sci. Manuf.* 81: 158–171.
- 14 Graupner, N., Albrecht, K., Ziegmann, G., Enzler, H. und Müssig, J. (2016). Influence of reprocessing on fibre length distribution, tensile strength and impact strength of injection moulded cellulose fibre-reinforced polylactide (PLA) composites. *Express Polym. Lett.* 10 (8): 647.

**15** El-Sabbagh, A., Steuernagel, L. und Ziegmann, G. (2009). Processing and modeling of the mechanical behavior of natural fiber thermoplastic composite: Flax/polypropylene. *Polym. Compos.* 30 (4): 510–519.

**16** Graupner, N., Ziegmann, G. und Müssig, J. (2017). Composite models for compression moulded long regenerated cellulose fibre-reinforced brittle polylactide (PLA). *Compos. Sci. Technol.* 149: 55–63.

**17** Bürkle, E., Sieverdink, M. und Mitzler, J. (2003). Spritzgießverarbeitung von langfaserverstärktem PP. *Kunststoffe* 93 (3): 47–50.

**18** Loken, T., Osswald, T., Gramann, P. und Ziae, S. (2013). The effects of injection molding process parameters on final fiber length of a short-fiber composite. SPE Automotive Division (Organizer), Hrsg., *13th-Annual SPE Automotive Composites Conference & Exhibition*, Novi, MI, USA. Troy, MI, USA: SPE Automotive Division, (11.–13. September 2013).

**19** Albrecht, K., Osswald, T., Baur, E., Meier, T., Wartzack, S. und Müssig, J. (2018). Fibre length reduction in natural fibre-reinforced polymers during compounding and injection moulding – Experiments versus numerical prediction of fibre breakage. *J. Compos. Sci.* 2 (2): 20.

**20** Castellani, R., Di Giuseppe, E., Beaugrand, J., Dobosz, S., Berzin, F., Vergnes, B. und Budtova, T. (2016). Lignocellulosic fiber breakage in a molten polymer. Part 1. Qualitative analysis using rheo-optical observations. *Compos. A Appl. Sci. Manuf.* 91: 229–237.

**21** Bourmaud, A., Shah, D.U., Beaugrand, J. und Dhakal, H.N. (2020). Property changes in plant fibres during the processing of bio-based composites. *Ind. Crops Prod.* 154: 112705.

**22** Bos, H.L., Müssig, J. und van den Oever, M.J.A. (2006). Mechanical properties of short-flax-fibre reinforced compounds. *Compos. A Appl. Sci. Manuf.* 37 (10): 1591–1604.

**23** Kelly, A. und Tyson, W.R. (1965). Tensile properties of fibre-reinforced metals: Copper/tungsten and copper/molybdenum. *J. Mech. Phys. Solids* 13 (6): 329–350.

**24** Anonymus (1995). Verstärkte Thermoplaste: Einfluß des Glasfilamentdurchmessers. *Vetrotex Glasfilament Report* 1995/1: 8–9.

**25** Madsen, B. und Lilholt, H. (2003). Physical and mechanical properties of unidirectional plant fibre composites – An evaluation of the influence of porosity. *Compos. Sci. Technol.* 63 (9): 1265–1272.

**26** Goh, K.L., Aspden, R.M., Mathias, K.J. und Hukins, D.W.L. (2004). Finite-element analysis of the effect of material properties and fibre shape on stresses in an elastic fibre embedded in an elastic matrix in a fibre-composite material. *Proc. R. Soc. Lond.* 460 (2048): 2339–2352.

**27** Ng, X.W., Hukins, D.W.L. und Goh, K.-L. (2010). Influence of fibre taper on the work of fibre pull-out in short fibre composite fracture. *J. Mater. Sci.* 45 (4): 1086–1090.

**28** Beyerlein, I.J., Zhu, Y.T. und Mahesh, S. (2001). On the influence of fiber shape in bone-shaped short-fiber composites. *Compos. Sci. Technol.* 61 (10): 1341–1357.

**29** Bagwell, R.M. und Wetherhold, R.C. (2003). Improvement in fracture toughness of an epoxy/copper composite through the use of various end shaped fibers. *Mater. Sci. Eng. A* 361 (1–2): 294–301.

**30** Humburg, H., Zhu, D., Beznia, S. und Barthelat, F. (2012). Bio-inspired tapered fibers for composites with superior toughness. *Compos. Sci. Technol.* 72 (9): 1012–1019.

**31** S. Fe, Zhou, B. und Lung, C. (1992). On the pull-out of fibers with fractal-tree structure and the interference of strength and fracture toughness of composites. *Smart Mater. Struct.* 1 (2): 180.

**32** Fu, S.Y., Li, S.H., He, G.H., Zhou, B.L., Lung, C.W. und Li, S.X. (1993). A study on branched structure fiber-reinforced composites. *Scr. Metall. Mater. (US)* 29 (12): 1541–1546.

**33** Karlsson, J.O., Gatenholm, P., Blachot, J.-F. und Peguy, A. (1996). Improvement of adhesion between polyethylene and regenerated cellulose fibers by surface fibrillation. *Polym. Compos.* 17 (2): 300–304.

**34** Tian, W., Qi, L., Zhou, J. und Guan, J. (2014). Effects of the fiber orientation and fiber aspect ratio on the tensile strength of Cf/Mg composites. *Comput. Mater. Sci.* 89: 6–11.

**35** Von Turkovich, R. und Erwin, L. (1983). Fiber fracture in reinforced thermoplastic processing. *Polym. Eng. Sci.* 23 (13): 743–749.

**36** Milewski, J.V. (1973). A study of the packing of milled fibreglass and glass beads. *Composites* 4 (6): 258–265.

**37** Nuez, L., Gautreau, M., Mayer-Laigle, C., D'Arras, P., Guillon, F., Bourmaud, A., Baley, C. und Beaugrand, J. (2020). Determinant morphological features of flax plant products and their contribution in injection moulded composite reinforcement. *Compos. Part C Open Access*, <https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2020.100054>.

**38** Mackin, T.J., Warren, P.D. und Evans, A.G. (1992). Effects of fiber roughness on interface sliding in composites. *Acta Metall. Mater.* 40 (6): 1251–1257.

**39** Song, W., Gu, A., Liang, G. und Yuan, L. (2011). Effect of the surface roughness on interfacial properties of carbon fibers reinforced epoxy resin composites. *Appl. Surf. Sci.* 257 (9): 4069–4074.

**40** Müssig, J. und Graupner, N. (2020). Test methods for fibre/matrix adhesion in cellulose fibre-reinforced thermoplastic composite materials: A critical review. *Rev. Adhes. Adhes.* 8 (2): 68–129, <https://doi.org/10.7569/RAA.2020.097306>.

**41** Albrecht, K. (2019). *Nachhaltige faserverstärkte Kunststoffe im Spritzguss – Faserorientierung und Faserschädigung in Experiment und Simulation*. Erlangen: FAU University Press.

**42** Albrecht, K., Baur, E., Endres, H.-J., Gente, R., Graupner, N., Koch, M., Neudecker, M., Osswald, T., Schmidtke, P., Wartzack, S., Webelhaus, K. und Müssig, J. (2017). Measuring fibre orientation in sisal fibre-reinforced, injection moulded polypropylene – Pros and cons of the experimental methods to validate injection moulding simulation. *Compos. A Appl. Sci. Manuf.* 95: 54–64.

**43** Müssig, J. (2014). Simulation of bio-based composites – NFC-simulation. In: *Flax and Hemp fibres: A natural solution for the composite industry – What's new in 2014?* (Hrsg. F. Reux und I. Verpoest), S. 37–39. Paris, France, JEC composites, co-publiziert CELC/JEC GROUP. Mitwirkende: the experts of the European Scientific Committee of CELC, ISBN 978-2-9526276-2-7.

**44** Schoßig, M. (2011). *Schädigungsmechanismen in faserverstärkten Kunststoffen*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, Springer.

**45** Bax, B. und Müssig, J. (2008). Impact and tensile properties of PLA/Cordenka and PLA/Flax composites. *Compos. Sci. Technol.* 68 (7–8): 1601–1607.

