

Kapitel 5

Ergebnisse

5.1 Ausgangssysteme

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse der Untersuchungen an den in Tabelle 4.1 vorgestellten Polymere iPP, iPP/LLDPE und iPP/HDPE dargestellt. Das Gewichtsverhältnis iPP zu PE beträgt immer 4:1. Die Bestimmung der experimentellen Größen sowie einige charakteristische Gleichungen aus Kap. 4 werden in der Präsentation der Ergebnisse der Ausgangssysteme nochmals aufgeführt.

5.1.1 Kristallisationskinetische Untersuchungen

Bei fünf Temperaturen wurde die Keimbildung und das Kristallwachstum der iPP-Matrix mit der Polarisationslichtmikroskopie untersucht. Die Ergebnisse sind in den Abb. 5.1 bis 5.4 dargestellt und im Anhang in den Tabellen A.1 bis A.3 aufgelistet. Durch die Wahl des Temperaturbereichs beschreiben alle kristallisationskinetischen Größen das Keimbildungs- und Kristallisationsverhalten der iPP-Matrix. Nach vollständiger Erfassung des primären Keimbildungsprozesses wurden die in Kap. 4 vorgestellten isothermen kristallisationskinetischen Größen bestimmt. Die Induktionszeit t_0 , das ist die Zeitdifferenz zwischen Beginn der Abkühlung auf die isotherme Kristallisationstemperatur und Beginn des Keimbildungsprozesses¹, wurde nach Gl. 4.1 bestimmt:

$$N(t) = N' \cdot (1 - \exp(-(t - t_0)\alpha)).$$

Die Induktionszeit t_0 ist in Abb. 5.1 für die Keimbildung der iPP-Matrix dargestellt, sie liegt bei Kristallisationstemperaturen im Bereich 400 K bis 403 K um 500 s, für Kristallisationstemperaturen im Bereich 406 K bis 411 K um 575 s. Die Zugabe von LLDPE zu iPP führt zu einer Abnahme des Einflusses der Kristallisationstemperatur auf t_0 und im Mittel zu einer Abnahme der t_0 -Werte. Die Zugabe von HDPE zur iPP-Matrix führt für niedrige und mittlere

¹Siehe dazu auch die Anmerkung in Kap. 2 auf Seite 27.

Kristallisationstemperaturen ebenfalls zu einer Abnahme von t_0 . Sie liegt unterhalb derjenigen des iPPs ohne PE-Zusatz. Eine Ausnahme bildet der Wert für t_0 bei der Kristallisationstemperatur von 411 K, er ist im Gegensatz zu den Werten der beiden anderen Systemen höher.

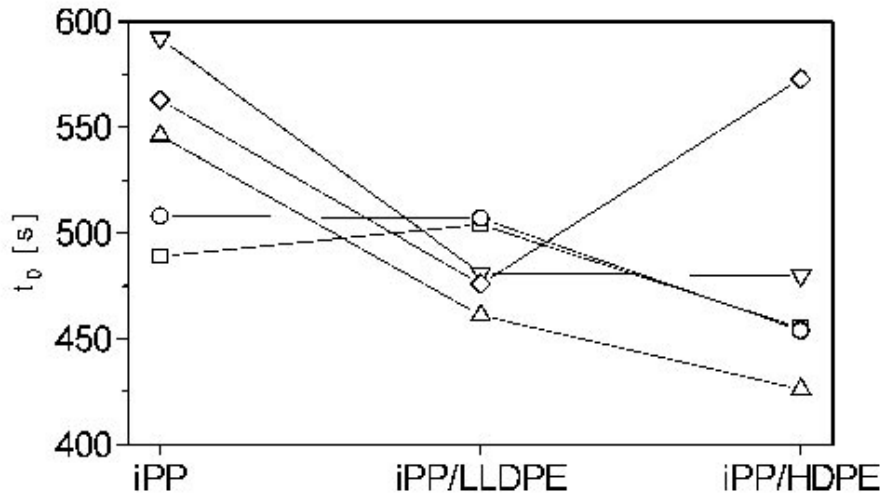


Abb. 5.1: Induktionszeit t_0 der Keimbildung der iPP-Matrix für iPP sowie die Blends iPP/LLDPE und iPP/HDPE (□: 400 K, ○: 403 K, △: 406 K, ▽: 408 K, ◇: 411 K).

Die Keimbildungshalbwertzeit t_n konnte gemäß Gl. 4.2 bestimmt werden:

$$t_n = \frac{\ln(2)}{\alpha}.$$

Die Asymptote von Gl. 4.1 repräsentierte die Keimzahl nach Beendigung der primären Keimbildung und wurde gemäß² folgender Gleichung in die Keimdichte M umgerechnet:

$$M = N/(A_B \cdot d).$$

In Abb. 5.2 a) ist der Verlauf der Keimbildungshalbwertzeit t_n und in Abb. 5.2 b) die Keimdichte M der iPP-Matrix für die Ausgangssysteme dargestellt. Für niedrige Kristallisationstemperaturen führt die Zugabe von LLDPE zu keiner Änderung von t_n , für mittlere und hohe Kristallisationstemperaturen nimmt t_n zu. Die Zugabe von HDPE zur iPP-Matrix führt bei allen Kristallisationstemperaturen zu einer Erhöhung von t_n . Bei höheren Kristallisationstemperaturen ist sie jedoch geringer im Blend iPP/LLDPE. Für das reine iPP nimmt die Keimdichte M mit zunehmender Kristallisationstemperatur ab. Die Zugabe von PE zur iPP-Matrix führt zu einer Verringerung der Keimdichte, wobei die Abnahme durch Zugabe von LLDPE geringer ist als durch Zugabe von HDPE.

²Beobachtungsausschnitt A_B , Probendicke d

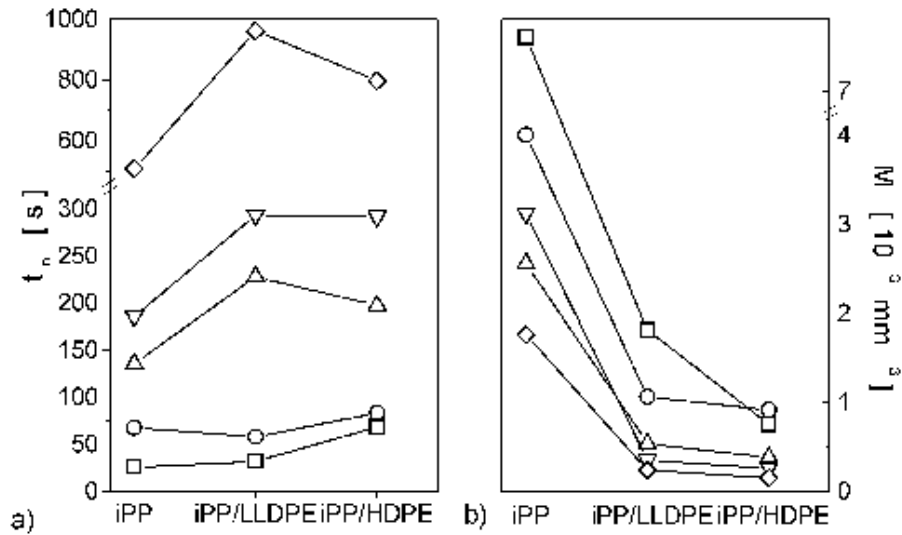


Abb. 5.2: a) Keimbildungshalbwertszeit t_n und b) Keimdichte M für die Keimbildung der iPP-Matrix für die Ausgangssysteme iPP, iPP/LLDPE und iPP/HDPE (\square : 400 K, \circ : 403 K, \triangle : 406 K, ∇ : 408 K, \diamond : 411 K).

Zu verschiedenen Zeiten wurde während des isothermen Kristallisationsprozesses der Durchmesser einiger Sphärolite ausgemessen und gemäß

$$G = \Delta r / \Delta t$$

die lineare Wachstumsrate G der iPP-Sphärolite bestimmt. Zu bestimmten Zeiten wurde die von den Sphäroliten eingenommene Fläche ausgemessen. Die Zeit, bei der 63 % der Beobachtungsfläche durch die Sphärolite eingenommen wurde, wurde als Kristallisationshalbwertszeit t_k bezeichnet. Dies wurde über eine lineare Regressionsanalyse bestimmt. In Abb. 5.3 a) ist die lineare Wachstumsrate G der iPP-Sphärolithe und in Abb. 5.3 b) die Kristallisationshalbwertszeit t_k dargestellt. Die lineare Wachstumsrate G bleibt bei Zugabe von LLDPE oder HDPE nahezu konstant. Lediglich bei der niedrigsten Kristallisationstemperatur $T = 400$ K nimmt G bei Zusatz von LLDPE und HDPE ab. Die Zugabe von PE zur iPP-Matrix führt zu einer Erhöhung der Kristallisationshalbwertszeit t_k . Die Erhöhung von t_k ist bei Zugabe von HDPE zur iPP-Matrix deutlicher als bei Zugabe von LLDPE. Bei Kenntnis der Keimdichte M , der Wachstumsrate G und der Kristallisationshalbwertszeit t_k wurde nach Gl. 4.3 der Avrami-Exponent n bestimmt:

$$n = [\log \{(3 \ln 3) / (4\pi GM)\}] / [\log t_K].$$

Wie in Abb. 5.4 zu sehen, hat die Zugabe von PE zur iPP-Matrix nahezu keinen Einfluß auf den Avrami-Exponenten n .

Mit Hilfe der DTA wurde das Schmelz- und Kristallisationsverhalten der iPP-Matrix der Ausgangssysteme untersucht. Gemäß dem *Hoffmann-Weeks*-Plot

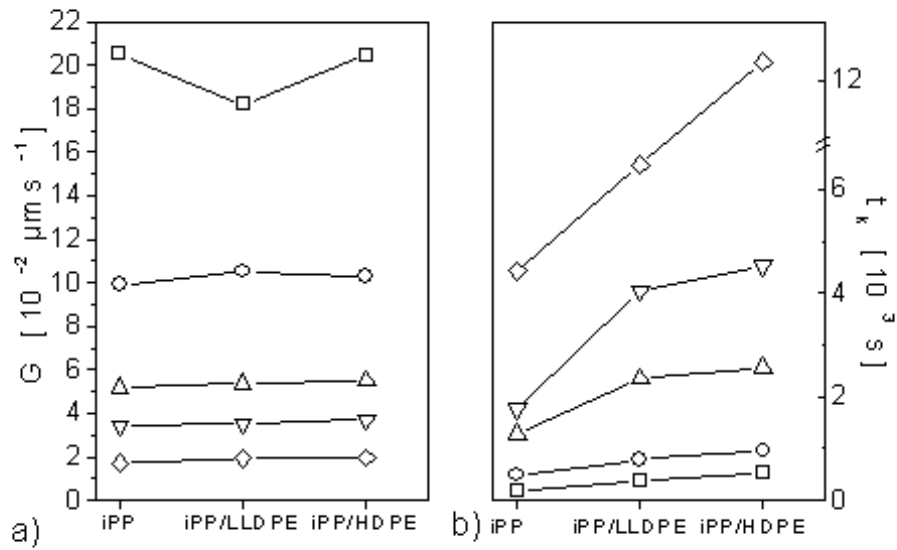


Abb. 5.3: a) Wachstumsrate G der iPP-Sphärolithe und b) Kristallisationshalbwertzeit t_k für die Ausgangssysteme iPP, iPP/LLDPE und iPP/HDPE (□: 400 K, ○: 403 K, △: 406 K, ▽: 408 K, ◇: 411 K).

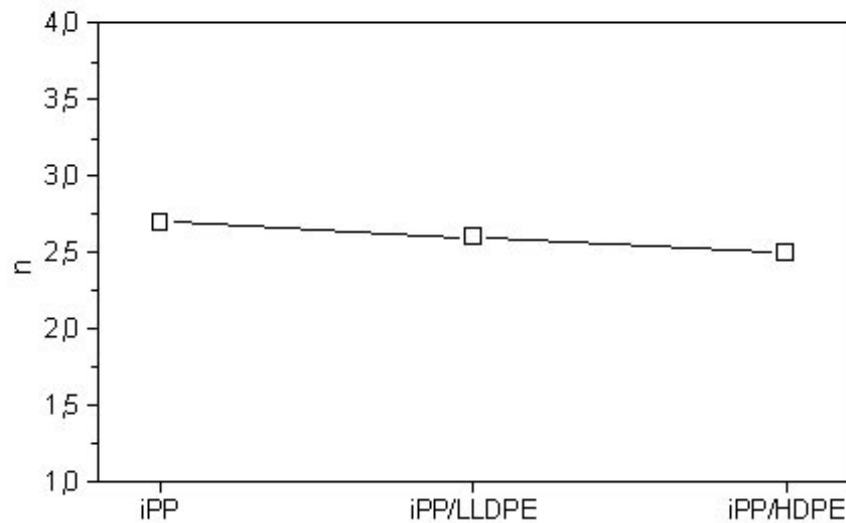


Abb. 5.4: Avrami-Exponent n der iPP-Matrix für die Ausgangssysteme iPP, iPP/LLDPE und iPP/HDPE.

wurde die Gleichgewichtsschmelztemperatur T_M^0 für die iPP-Matrix bestimmt, sie ist in Abb. 5.5 a) dargestellt. Mit Zugabe von PE nimmt T_M^0 ab. Die

Gleichgewichtsschmelztemperatur für das in der vorliegenden Untersuchung verwendete iPP beträgt $T_M^0 = (456 \pm 2) \text{K}$.

In Abb. 5.5 b) sowie Abb. 5.6 a) und b) sind einige, das nichtisotherme Kristallisationsverhalten der Proben charakterisierende Temperaturen der iPP-Matrix dargestellt, sie sind aus der ersten Kristallisationskurve und der zweiten Schmelzkurve der Proben bestimmt worden. In Abb. 5.5 b) ist die Unterkühlung ΔT , das ist die Differenz aus Schmelztemperatur T_p^M und Peaktemperatur der Kristallisation T_p der iPP-Matrix, für die drei Ausgangssysteme dargestellt. Mit Zugabe von PE nimmt die Unterkühlung ΔT ab.

Wie aus Abb. 5.6 a) zu sehen, führt die Zugabe von PE, unabhängig vom PE-Typ, zu einer Verschiebung der Peaktemperatur der Kristallisation, T_p , der extrapolierten Onset-Temperatur, T_c , und der Onset-Temperatur, T_{Onset} , zu niedrigeren Werten. Die Differenz zwischen extrapolierte Onset-Temperatur und Peaktemperatur der Kristallisation, $T_c - T_p$, bleibt bei Zugabe von LLDPE nahezu unverändert, bei Zugabe von HDPE ist eine deutliche Abnahme zu beobachten. In Abb. 5.6 b) ist der Einfluß des PEs auf das Schmelzverhalten der iPP-Matrix dargestellt. Die Peaktemperatur des Schmelzprozesses der iPP-Matrix bleibt nahezu unbeeinflusst durch die Zugabe von PE. Die Offset-Temperatur T_M^{Offset} und die extrapolierte Offset-Temperatur T_c^M der Schmelzkurve erhöhen sich jedoch. Die Differenz von extrapolierte Offset-Temperatur und Schmelztemperatur, $T_c^M - T_p^M$, ist unabhängig vom PE-Typ deutlich größer als für die iPP-Matrix ohne PE.

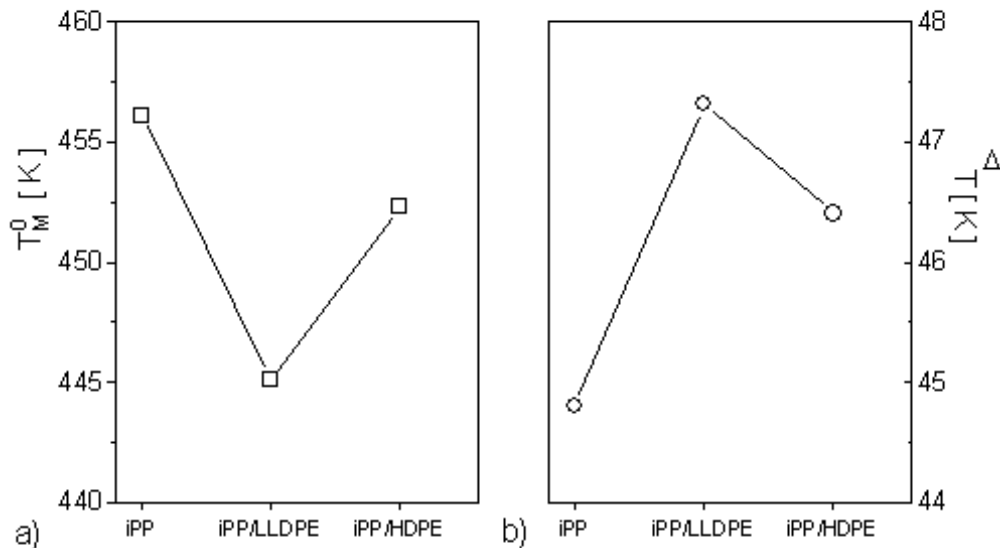


Abb. 5.5: a) Gleichgewichtsschmelztemperatur T_M^0 (□) und b) Unterkühlung ΔT (○) der iPP-Matrix für die Ausgangssysteme iPP, iPP/LLDPE und iPP/HDPE.

5.1.2 Torsionsschwingungsanalyse

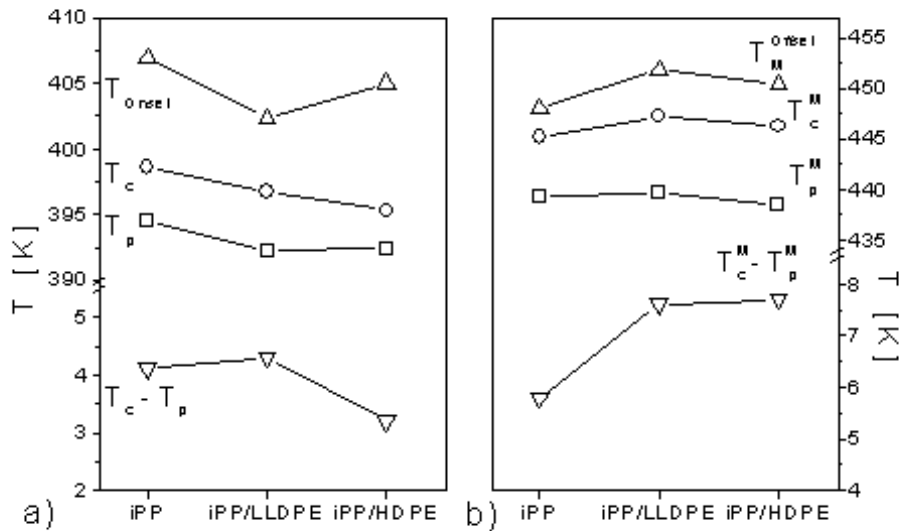


Abb. 5.6: a) Charakteristische Temperaturen der Kristallisation und b) des Schmelzverhalten der Ausgangssysteme iPP, iPP/LLDPE und iPP/HDPE.

Aus dem Verlauf des Verlustfaktors $\tan \delta$ der Proben als Funktion der Temperatur wurden gemäß Abb. 4.4, S. 52 anhand der Maxima die Glasübergangstemperatur T_g der iPP-Phase sowie die Temperatur T_γ der γ -Relaxation der PE-Phase bestimmt. Die Temperatur T_α der α -Relaxation der iPP-Phase wurde durch den Verlauf des Verlustmoduls G'' als Funktion der Temperatur bestimmt. Die Ergebnisse der Torsionsschwingungsanalyse der Ausgangssysteme sind in Abb. 5.7 dargestellt und im Anhang in Tabelle A.5 aufgelistet. Wie in Abb. 5.7 a) zu sehen, führt die Zugabe von PE, nahezu unabhängig vom PE-Typ, zu einer Abnahme der Glasübergangstemperatur T_g der iPP-Phase. Die Zugabe von LLDPE zur iPP-Matrix führt zu einer Verschiebung der α -Relaxation zu niedrigeren Temperaturen. Dieser Effekt ist bei Zugabe von HDPE kleiner. Die Temperatur der γ -Relaxation der PE-Phase in den Systemen iPP/PE nimmt ab, dieser Effekt ist für das LLDPE nur sehr klein, für HDPE aber deutlich ausgeprägt, wie in Abb. 5.7 b) zu sehen ist.

Aus dem Verlauf des Speichermoduls G' als Funktion der Temperatur wurde gemäß Gl. 4.9

$$S = (G'_u - G'_r) / (\sqrt{G'_u \cdot G'_r})$$

eine Abschätzung der Relaxationsstärke S der β -Relaxation der iPP-Phase bestimmt, dabei sind G'_u und G'_r die Werte für das unrelaxierte und das relaxierte Speichermodul G' . Die Relaxationsstärke S ist in Abb. ?? dargestellt, sie steigt bei Zugabe von PE an, der Anstieg ist bei Zugabe von LLDPE deutlich und

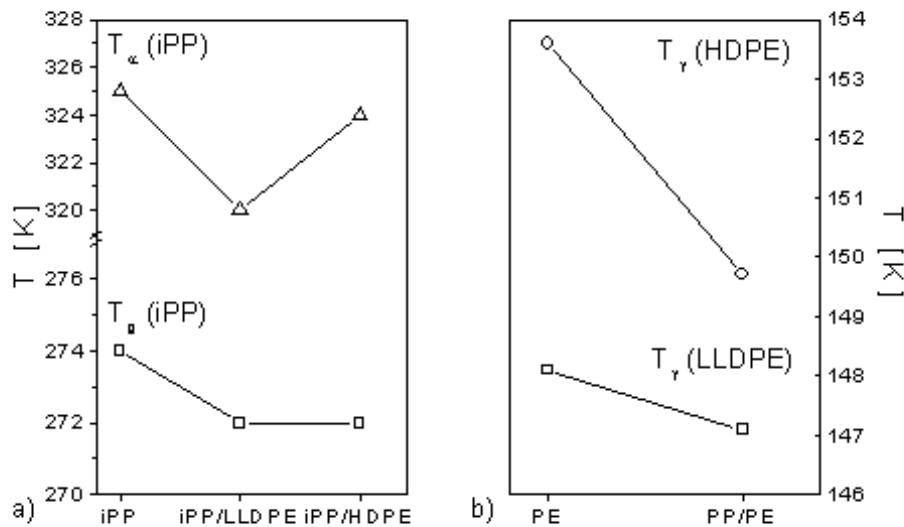


Abb. 5.7: a) Glasübergangstemperatur T_g und Temperatur T_α der α -Relaxation der iPP-Phase. b) Temperatur T_γ der γ -Relaxation der PE-Phase.

für HDPE minimal. Die gemäß Gl. 4.11

$$\Delta H^* \approx \left(\frac{1}{2} S \pi R\right) / \left(\frac{1}{T_{max}^2}\right) \cdot \int_{T_u}^{T_r} \tan \delta dT$$

bestimmte Aktivierungsenergie ΔH^* des β -Relaxationsprozesses der iPP-Phase ist in Abb. ?? dargestellt und im Anhang in Tabelle A.6 aufgelistet. Die Zugabe von PE führt zu einer Abnahme von ΔH^* .

5.1.3 Strukturuntersuchungen

Nach Aufzeichnung der Beugungsdiagramme für die Proben innerhalb des Winkelbereichs $10^\circ \leq 2\theta \leq 30^\circ$ wurde der Volumen-Kristallanteil X_c gemäß Gl. 4.12

$$X_c = \left(\int_0^\infty s^2 I_c(s) ds\right) / \left(\int_0^\infty s^2 I(s) ds\right)$$

bestimmt³. Der Streuanteil der kristallinen Phase $I_c(s)$ wurde nach zwei Verfahren von der Gesamtintensität I separiert⁴. Für die Bestimmung des Volumen-Kristallanteils X_c nach Methode 1 wurde ein von *Hindeleh*, *Johnson* und *Liang* vorgestelltes Verfahren so modifiziert, daß der Untergrund des

³ I_c : Intensitätsanteil der kristallinen Streuung, I : Gesamtintensität und $s = 2 \sin \theta / \lambda$.

⁴Siehe dazu auch Kap. 4.4.1.1 auf S. 54.

Streudiagramms durch eine analytische Funktion $B(x) + B'(x)$ angenähert werden konnte. $B(x)$ ist eine sogenannte erweiterte *Cauchy*-Funktion, siehe dazu Gl. 4.15 und $B'(x) = ax^3 + b^2 + cx + d$ eine Polynomfunktion. Die theoretische Streukurve $Y_{theo} = \sum_{i=1}^n Q_i + B + B'$, Q_i stellt die Peakfunktion der jeweiligen Kristallreflexe dar, wurde rechnergestützt über eine *Least-Mean-Square*-Fitroutine der experimentellen Streukurve Y_{exp} angepaßt. Man konnte so den Untergrund von der Gesamtintensität trennen und erhielt den Streuanteil I_c der kristallinen Phase und über Gl. 4.12 den Volumen-Kristallanteil X_c .

Für die Bestimmung des Volumen-Kristallanteils X_c nach Methode 2 wurde nach dem empirischen Verfahren von *Hermans* und *Weidinger* der Halo einer vollständig aufgeschmolzenen iPP-Referenzprobe an die Streukurve der betreffenden Probe computerunterstützt angepaßt und von der experimentellen Streukurve abgezogen. Man erhielt so den Streuanteil I_c der kristallinen Phase und über Gl. 4.12 den Volumen-Kristallanteil X_c der betreffenden Probe. Die Bestimmung von X_c gemäß Gl. 4.12 geschah für beide Methoden durch computerunterstützte Integration des separierten $I_c(2\theta)$ -Verlaufs bzw. des Gesamtintensitätsverlaufs $I(2\theta)$ im Bereich $10^\circ \leq 2\theta \leq 30^\circ$, die Ergebnisse für die Ausgangssysteme iPP, iPP/LLDPE und iPP/HDPE sind in Abb. 5.9 a) dargestellt. Der Volumenkristall-Anteil X_c des Blends iPP/PE nimmt durch Zugabe von PE ab. Unabhängig von der verwendeten Methode weisen die X_c -Werte dieselbe Tendenz auf⁵. Die Ergebnisse sind zusätzlich in Tabelle A.9 im Anhang aufgelistet. Der zum Vergleich in Abb. 5.9 a) mit eingezeichnete lineare Kristallanteil, bestimmt aus der Analyse der Grenzflächenverteilungsfunktionen der KWRS, repräsentiert den sogenannten inneren Kristallanteil innerhalb der iPP-Lamellencluster. Er wurde bei Kenntnis der lamellaren Dicke d_c und der interlamellaren Abstände d_a der iPP-Überstruktur gemäß Gl. 4.25

$$X_l = d_c / (d_c + d_a)$$

bestimmt. Der innere Kristallanteil bleibt trotz der Zugabe des PEs nahezu konstant.

Aus den integralen Peakbreiten des (110)-Reflexes der kristallinen iPP-Phase wurde die Mosaikblockgröße D_{110} bestimmt. Unter der Annahme der Peakverbreiterung allein aufgrund der endlichen Ausdehnung der iPP-Kristallite wird die integrale Peakbreite des (110)-Reflexes des iPPs bestimmt und darüber gemäß Gl. 4.17

$$D_{hkl} = \lambda / (\beta_i \cos \theta_0)$$

die Mosaikblockgröße D_{110}^S . Neben der endlichen Kristallitgröße wurde als Ursache der Peakverbreiterung auch eine Verbreiterung durch den sogenannten

⁵Es wird daher in den nachfolgenden Kapiteln für die binären Blends iPP/SEBS und die ternären Blends iPP/PE/SEBS nur der Volumen-Kristallanteil X_c nach Methode 1 angegeben, da Methode 2 für die ternären Blends zu relativ großen Streuungen führt. Als Ursache ist die Präsenz zweier kristalliner Komponenten iPP und PE innerhalb des Blends zu sehen, dies führt zu einem qualitativ anderen Verlauf des amorphen Streuanteils.

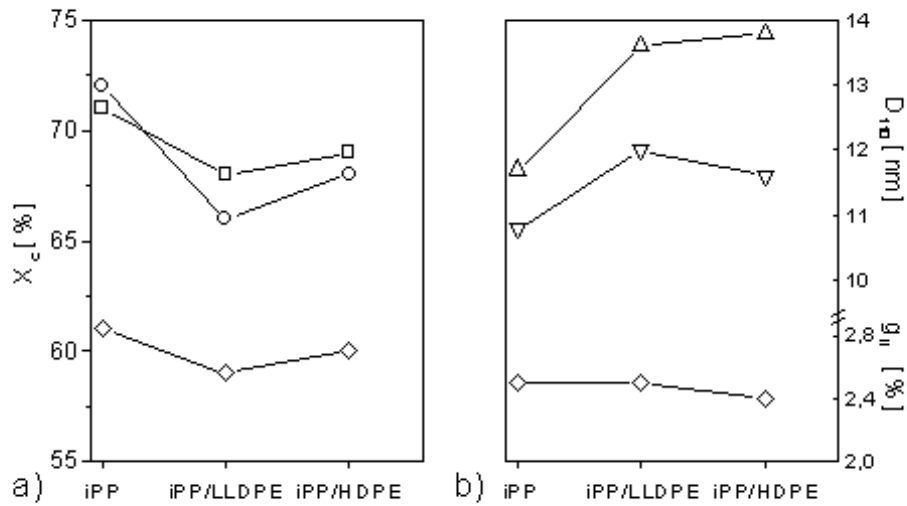


Abb. 5.9: a) Volumen-Kristallanteil X_c (\square : Methode 1, \circ : Methode 2) sowie linearer Kristallanteil X_l (\diamond) und b) Mosaikblockgröße D_{110} nach *Hosemann* (Δ) und *Scherrer* (∇) sowie Gitterstörungsparameter g_{II} (\diamond) der Ausgangssysteme iPP, iPP/LLDPE und iPP/HDPE .

Instrumenteneffekt und die parakristalline Struktur der Polymere mit einbezogen. Dazu wurden aus den korrigierten Profilen der (110)- bzw. (220)-Peaks des iPP die Mosaikblockgröße D_{110}^H und der Gitterstörungsparameter g_{II} nach dem *Hosemannschen* Verfahren für die iPP-Struktur gemäß Gl. 4.19 bestimmt:

$$(\delta s)_0^2 = \frac{1}{\bar{D}_{hkl}^2} + \frac{(\pi g_{II})^4 m^4}{d_{hkl}^2}.$$

Die Mosaikblockgrößen D_{110}^S und D_{110}^H für die Ausgangssysteme sind in Abb. 5.9 b) dargestellt. Die mittlere Mosaikblockgröße D_{110} (iPP) nimmt durch Zugabe von PE, unabhängig vom verwendeten Modell nach *Scherrer* D_{110}^S oder *Hosemann* D_{110}^H , zu. Die Zugabe des PEs hat keinen Einfluß auf den parakristallinen Gitterstörungsparameter g_{II} der iPP-Matrix, sein Wert bleibt bei ca. 2,4 %.

Die Ergebnisse der Röntgenkleinwinkeluntersuchung werden in den Abb. 5.10 und 5.11 vorgestellt. Die Lamellendicken d_c und die interlamellaren Abstände d_a sowie die zugehörige Langperiode L wurden aus dem Verlauf der Grenzflächenverteilungsfunktion gemäß Abb. 4.5 entnommen. Es zeigte sich, daß für die Überstruktur der iPP-Matrix nicht nur 3 charakteristische Abstände (d_a , d_c und L), sondern mehrere Abstände aufgelöst wurden. Dies ist in Abb. 5.10 für eine iPP-Probe dargestellt. Eingezeichnet in die Grenzflächenverteilungsfunktion sind die, als Balken hervorgehobenen, verschiedenen charakteristischen Abstände. Die Abstände wurden unterschiedlichen Clusterstrukturen der lamellaren Überstruktur der iPP-Matrix zugewiesen, d.h die jeweiligen Lamel-

lendicken d_c^i , die interlamellaren Bereiche d_a^i und die zugehörige Langperiode L^i wurden in den Clustern i ($i=1, 2, 3$) zusammengefaßt. Das Auftreten mehrerer charakteristischer Abstände weist auf eine multimodale Verteilung der mittleren Lamellendicken d_c und interlamellaren Abstände d_a hin. Diese multimodale Verteilung kann in drei Clusterstrukturen Cluster 1 bis Cluster 3 aufgelöst werden. Die kleinste Zahl, d.h. der kleinste auflösbare Abstand, ist ein Maß für den interlamellaren Abstand d_a des betreffenden Lamellenclusters. Die zweite Zahl gibt die Lamellendicke d_c an. Die Summe beider Zahlen ergibt die Langperiode $d_a + d_c = L$ des betreffenden Clusters.

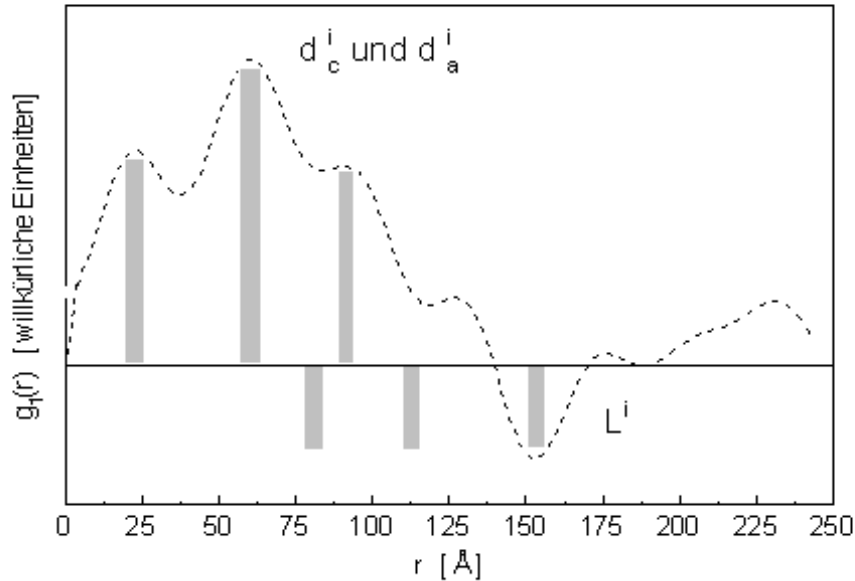


Abb. 5.10: Beispiel der Grenzflächenverteilungsfunktion einer iPP-Probe mit einer multimodalen Verteilung der mittleren Lamellendicken d_c und interlamellaren Abstände d_a sowie der zugehörigen Langperiode L . Die Lagen der Langperiode L^i sowie der Lamellendicken d_c^i und der interlamellaren Abstände d_a^i sind durch Balken skizziert.

Wie in Abb. 5.11 zu sehen, führt die Zugabe von PE zur iPP-Matrix zu keiner prinzipiellen Veränderung der iPP-Überstruktur. Es zeigt sich jedoch, daß sich die mittleren Abstände in den Clustern durch die Zugabe von PE, abhängig vom PE-Typ, verändern. Die Abstände der kleinsten aufgelösten Clusterstruktur (Cluster 1) erhöhen sich. Dies ist bei Zugabe von HDPE besonders auffällig. Auch die Abstände in den Clusterstrukturen 2 und 3 ändern sich durch die Zugabe von PE. Die Zugabe von LLDPE führt zu einer Verkleinerung, die Zugabe von HDPE zu einer Vergrößerung der Abstände. Durch die Zugabe von PE ändern sich weitere Überstrukturparameter. Der Streumassenradius r_{\square} wurde gemäß Gl. 4.20 bestimmt:

$$r_{\square} = \sqrt{4/3 \cdot \mu/\pi},$$

die Grenzschichtdicke d_z zwischen kristallinen und amorphen Bereichen der iPP-Matrix wurde unter Annahme eines gaußförmigen Verlaufs der Elektrodendichte in dem Übergangsbereich gemäß Gl. 4.21 bestimmt

$$d_z = \sqrt{a} \cdot 3 / (2\pi).$$

Der Verlauf der experimentellen Langperiode L_p , die auch mit der Langperiode des Cluster 3 übereinstimmt, weist auf eine leichte Abnahme von L_p bei Zugabe von PE hin. Der Streumassenradius r_{\square} und die Grenzschichtdicke d_z nehmen ab.

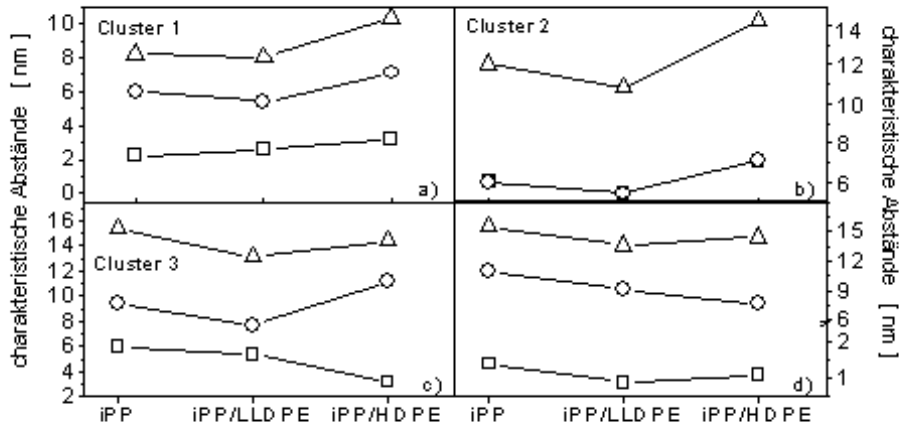


Abb. 5.11: Charakteristische Größen der Lamellencluster-Struktur der iPP-Matrix für die Ausgangssysteme iPP, iPP/LLDPE und iPP/HDPE: a) Cluster 1, b) Cluster 2, c) Cluster 3 (interlamellarer Abstand d_a (□), Lamellendicke d_c (○), Langperiode L (Δ)), d) Grenzschichtdicke d_z (□), Streumassenradius r_{\square} (○), experimentelle Langperiode L_p (Δ).

5.1.4 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Mit Hilfe der digitalen Bildverarbeitung wurden die Sphärolitenradien der Dünnschnitte und die Durchmesser der PE-Einschlüsse ausgemessen. Die Ergebnisse sind in Tabelle A.12 und Abb. 5.12 wiedergegeben. Die Zugabe von PE zur iPP-Matrix führt zu einer deutlichen Zunahme des mittleren iPP-Sphärolitenradius. Diese Zunahme ist bei Zugabe von HDPE größer als bei Zugabe von LLDPE. Die Größe der PE-Einschlüsse in der iPP-Matrix beträgt im Mittel 10 μm . Es zeigte sich, daß die LLDPE-Komponente homogener verteilt ist als die HDPE-Komponente.

5.1.5 Zusammenfassung

Die Zugabe von PE zu iPP beeinflusst das Kristallisationsverhalten und die Strukturausbildung der iPP-Matrix sowie einige charakteristische Parameter

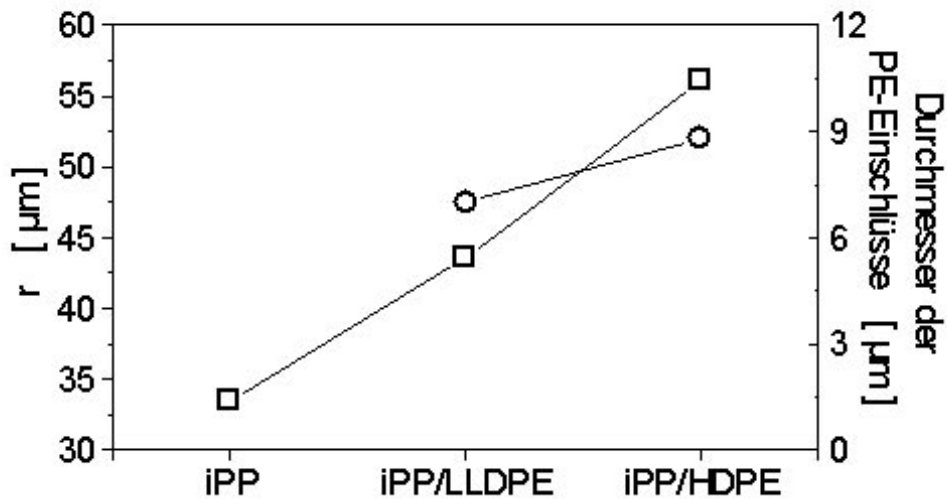


Abb. 5.12: Mittlerer Sphärolithenradius r in der iPP-Matrix (\square) und mittlere Größe der PE-Einschlüsse (\circ) für die Ausgangssysteme iPP, iPP/LLDPE und iPP/HDPE.

des iPPs. Die isotherme Kristallisationskinetik der iPP-Matrix wird durch die Zugabe von PE deutlich beeinflusst, u.a. nimmt

- die Keimbildungshalbwertzeit der iPP-Keimbildung zu,
- die Keimdichte der iPP-Matrix ab,
- die Kristallisationshalbwertzeit zu und
- die maximale Wachstumsrate der iPP-Sphärolithe ab.

Das Kristallisations- und Schmelzverhalten der iPP-Matrix ändert sich durch die Zugabe von PE, u.a.:

- verschiebt sich die Gleichgewichtsschmelztemperatur der iPP-Matrix zu niedrigeren Temperaturen und
- erhöht sich die Unterkühlung.

Die Glastemperatur der iPP-Phase wird durch Zugabe von PE herabgesetzt, ebenso verschiebt sich die Temperatur T_γ der γ -Relaxation der PE-Phase im

System iPP/PE zu niedrigeren Temperaturen. Die Aktivierungsenergie ΔH^* für die β -Relaxation der iPP-Matrix verschiebt sich zu höheren Werten und die Relaxationsstärke S erhöht sich.

Beide Komponenten, sowohl iPP als auch PE, kristallisieren ohne Mischkristallbildung ungestört nebeneinander aus, jedoch ändert sich die Mosaikblockgröße der iPP-Komponente in (110)-Richtung.

Die Zugabe von PE hat auf die Ausbildung der Überstruktur der iPP-Matrix keinen qualitativen Einfluß. Die charakteristische trimodale Lamellenclusterstruktur der iPP-Matrix kann aufgelöst werden. Es ändern sich:

- die charakteristischen Abstände in den Lamellenclustern,
- die experimentellen Langperioden, sie verschieben sich zu kleineren Werten,

dagegen bleibt der lineare Kristallanteil X_l der iPP-Phase nahezu unverändert.

Der mittlere Radius der iPP-Sphärolithe nimmt durch die Zugabe von PE zu, die Verteilung der Sphärolithenradien wird breiter.

Ein Vergleich des Einflusses der beiden PE-Typen auf die iPP-Matrix zeigt abschließend, daß sich, unabhängig vom PE-Typ, dieselben Tendenzen ergeben. Jedoch sind einige Effekte bei Zugabe von HDPE deutlicher, zum Beispiel die Abnahme der Keimdichte, die Zunahme des mittleren iPP-Sphärolithenradius oder die Beeinflussung der Lamellenclusterabstände.

5.2 Binäre Blends iPP/SEBS

5.2.1 Kristallisationskinetische Untersuchungen

In den Abb. 5.13 bis 5.16 sind die Ergebnisse der isothermen kristallisationskinetischen Untersuchungen der Blends iPP/SEBS vorgestellt. Die Induktionszeit t_0 der Keimbildung der iPP-Matrix wird, wie in Abb. 5.13 dargestellt, durch die Zugabe des SEBS, abhängig vom SEBS-Typ, beeinflusst. Für niedrige Temperaturen verschiebt sich t_0 für niedrigen f-SEBS-Gehalt leicht zu niedrigen Werten, nimmt mit zunehmendem f-SEBS-Gehalt jedoch wieder zu. Für mittlere und hohe Temperaturen nimmt t_0 mit zunehmenden f-SEBS-Gehalt zu. In Abb. 5.13 b) ist das Verhalten von t_0 bei Zugabe von nf-SEBS dargestellt. Bei Zugabe von 5 Gew.-% nf-SEBS nimmt t_0 ab, um dann wieder mit steigendem nf-SEBS-Gehalt auf das Ausgangsniveau anzusteigen. Dabei zeigt sich bei 15 Gew.-% nf-SEBS eine starke Temperaturabhängigkeit, im Gegensatz zum Verhalten bei 10 Gew.-% nf-SEBS. Für die niedrigste Kristallisationstemperatur $T=400$ K bleibt t_0 nahezu unabhängig vom nf-SEBS-Gehalt konstant.

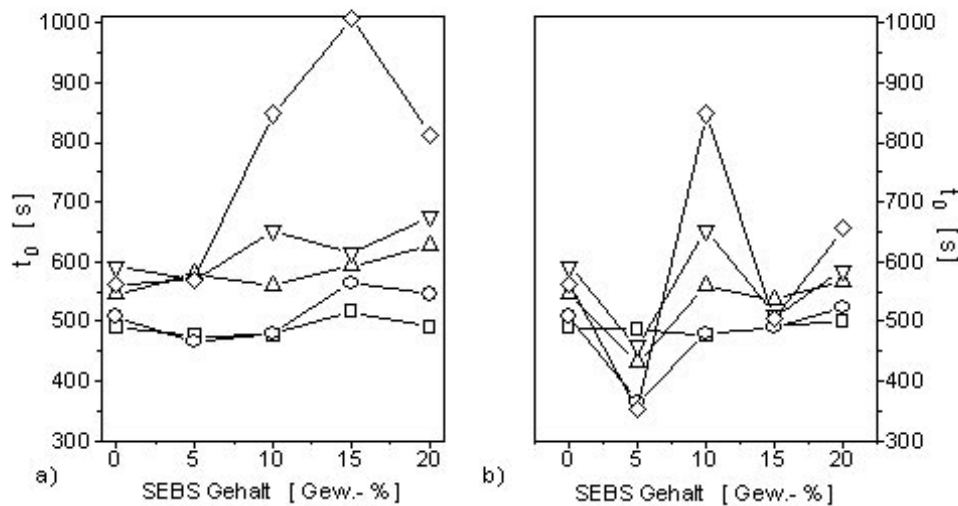


Abb. 5.13: Induktionszeit t_0 der Keimbildung der iPP-Matrix für das Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (a) f-SEBS, b) nf-SEBS, □: 400 K, ○: 403 K, △: 406 K, ▽: 408 K, ◇: 411 K).

In Abb. 5.14 ist die Keimbildungshalbwertzeit t_n als Funktion des SEBS-Gehalts dargestellt. Mit zunehmendem f-SEBS-Gehalt nimmt t_n im Mittel

über alle Kristallisationstemperaturen zu, Ausnahme ist das Kristallisationsverhalten bei 403 K. Ein Anstieg von t_n ist auch bei Zugabe von nf-SEBS zu beobachten, er ist bei 10 Gew.-% nf-SEBS besonders ausgeprägt. Bei 15 Gew.-% nf-SEBS nimmt t_n ab und liegt für niedrige und mittlere Kristallisationstemperaturen unterhalb des Ausgangswertes von iPP.

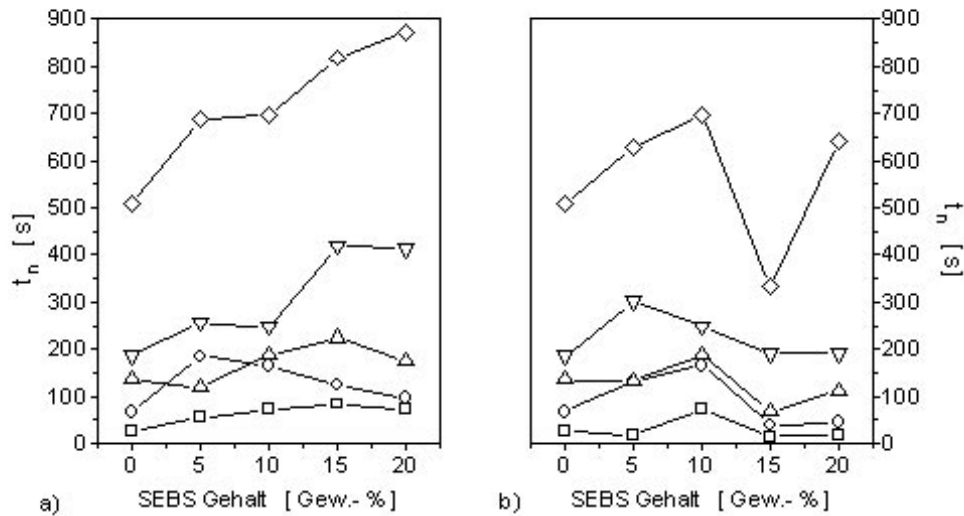


Abb. 5.14: Keimbildungshalbwertzeit t_n der iPP-Matrix für das Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (a) f-SEBS, b) nf-SEBS, \square : 400 K, \circ : 403 K, \triangle : 406 K, ∇ : 408 K, \diamond : 411 K).

Für die Keimdichte M der iPP-Matrix zeigen sich für beide SEBS-Typen ähnliche Verläufe. Bei 10 Gew.-% SEBS besitzt M ein Minimum, nimmt bei 15 Gew.-% SEBS zu und fällt bei 20 Gew.-% SEBS wieder ab. Dies ist in Abb. 5.15 dargestellt. Jedoch gibt es zwei Unterschiede. Zum einen ist dies die Abnahme der Temperaturabhängigkeit der Keimdichte M im Blend iPP/f-SEBS. Zum anderen die Zunahme von M bei hohem nf-SEBS-Gehalt und niedrigen Kristallisationstemperaturen. Bei 15 und 20 Gew.-% nf-SEBS nimmt M bei niedrigen Kristallisationstemperaturen, (400-403)K, sprunghaft zu.

In Abb. 5.16 ist der Einfluß des SEBS auf die mittlere Wachstumsrate G der iPP-Sphärolithe dargestellt. Es zeigt sich für beide SEBS-Typen dieselbe Temperaturabhängigkeit. Bei Zugabe von f-SEBS nimmt G für alle Kristallisationstemperaturen als Funktion des SEBS-Gehalts leicht ab. Ausnahme ist das Verhalten von G bei der Kristallisationstemperatur $T = 403$ K. Bei Zugabe von nf-SEBS ist im Bereich hoher Kristallisationstemperaturen G nahezu konstant, unabhängig vom nf-SEBS-Gehalt. Analog zum Verhalten bei f-SEBS steigt G auch bei nf-SEBS bei einer Kristallisationstemperatur von $T = 403$ K an. Bei der niedrigsten Kristallisationstemperatur zeigt sich eine Konzentra-

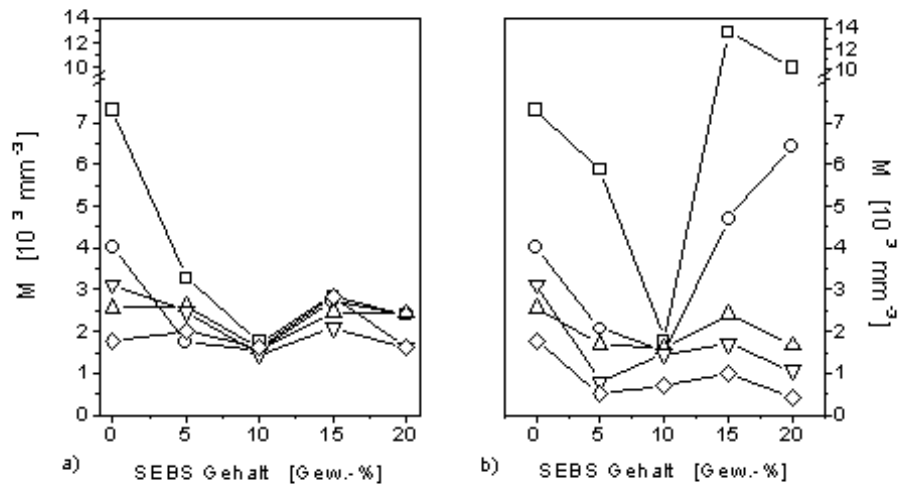


Abb. 5.15: Keimdichte M der iPP-Matrix für das Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (a) f-SEBS, b) nf-SEBS, \square : 400 K, \circ : 403 K, \triangle : 406 K, ∇ : 408 K, \diamond : 411 K).

tionsabhängigkeit von G , mit zunehmendem nf-SEBS-Gehalt nimmt G ab, durchläuft bei 15 Gew.-% nf-SEBS ein Minimum, um bei 20 Gew.-% nf-SEBS wieder anzusteigen, der Wert von G bleibt jedoch unterhalb des reinen iPP.

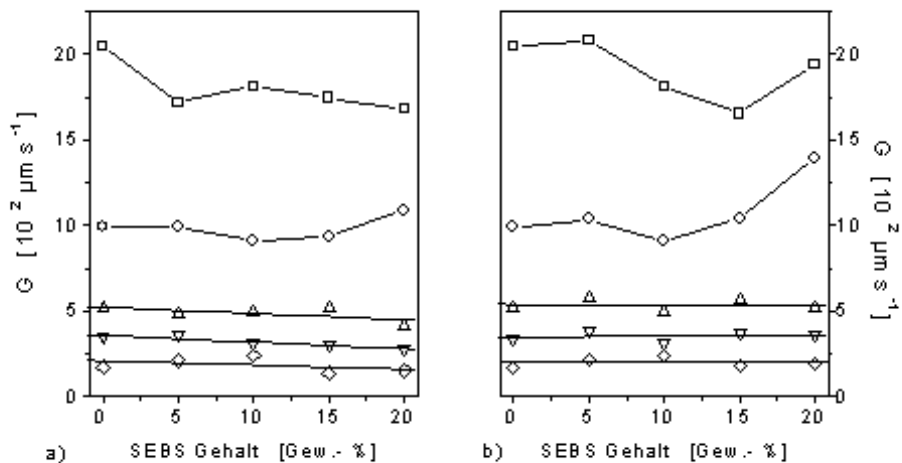


Abb. 5.16: Wachstumsrate der iPP-Sphärolithe der iPP-Matrix für das Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (a) f-SEBS, b) nf-SEBS, \square : 400 K, \circ : 403 K, \triangle : 406 K, ∇ : 408 K, \diamond : 411 K).

In Abb. 5.17 ist der Verlauf des Avrami-Exponenten n als Funktion des SEBS-Gehalts für die Blends iPP/SEBS dargestellt. Der Avrami-Exponent n zeigt für beide SEBS-Typen qualitativ den gleichen Verlauf. Bei Zugabe von SEBS nimmt n zunächst ab und mit steigenden SEBS-Gehalt wieder zu, bleibt jedoch

bei hohem SEBS-Gehalt konstant.

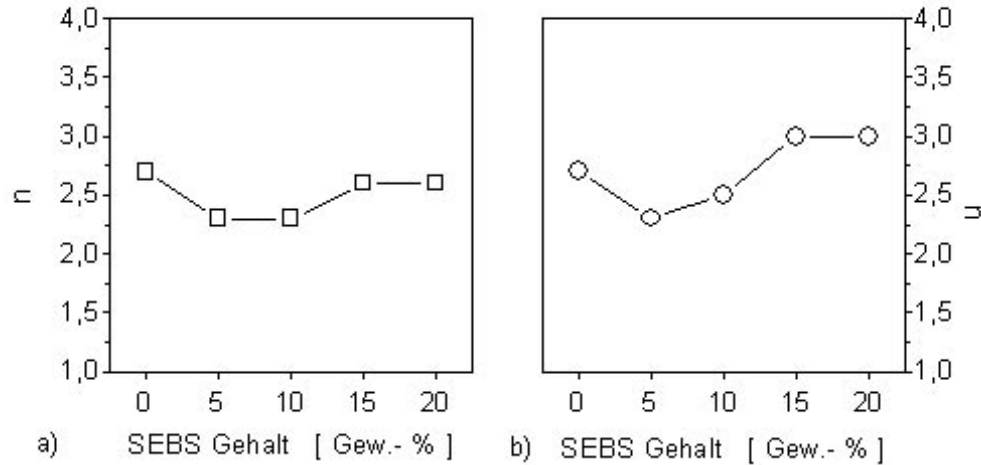


Abb. 5.17: Avrami-Exponent n für das Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (a) f-SEBS (\square), b) nf-SEBS (\circ)).

Die Ergebnisse der DTA sind in Abb. 5.18 zusammengefaßt und im Anhang in den Tabellen A.19 und A.20 aufgelistet. Sie geben Aufschluß über den Einfluß des SEBS auf das Kristallisations- und das Schmelzverhalten der iPP-Matrix in den Blends iPP/SEBS. Der Verlauf der Peaktemperatur der Kristallisation T_p und der Schmelztemperatur T_p^M der iPP-Matrix als Funktion des SEBS-Gehalts zeigen abhängig vom SEBS-Typ unterschiedliche Tendenzen. Bei Zugabe von f-SEBS verschiebt sich T_p , mit Ausnahme des Wertes bei 10 Gew.-% f-SEBS, zu niedrigeren Temperaturen. Die Zugabe von nf-SEBS führt jedoch zu einem leichten Anstieg von T_p zu höheren Temperaturen. Die Zugabe von f-SEBS führt zu einer Abnahme von T_p^M . Bei Zugabe von nf-SEBS nimmt T_p^M , unabhängig vom nf-SEBS-Gehalt, leicht zu. Für niedrige SEBS-Gehalte nimmt die Unterkühlung ΔT bei Zugabe von nf-SEBS zu, bei Zugabe von f-SEBS ab. Für hohe SEBS-Gehalte nimmt ΔT , unabhängig vom SEBS-Typ, ab. Die Differenz zwischen extrapolierter Onset-Temperatur und Peaktemperatur der Kristallisation, $T_c - T_p$, nimmt bei Zugabe von f-SEBS gering zu, bei Zugabe von nf-SEBS ist eine vom SEBS-Gehalt unabhängige konstante Abnahme von $T_c - T_p$ zu beobachten.

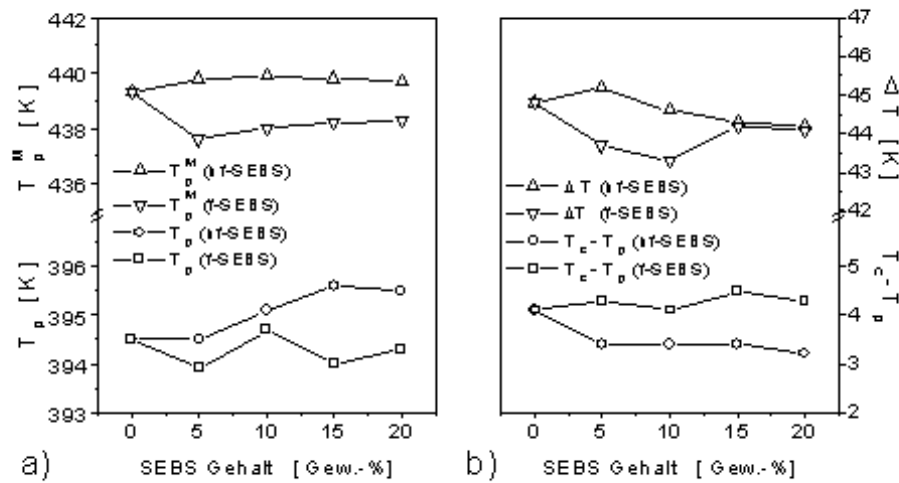


Abb. 5.18: Kristallisations- und Schmelzverhalten der iPP-Matrix für das Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts: a) Peaktemperatur der Kristallisation T_p , Schmelztemperatur T_p^M , b) Differenz zwischen extrapoliertem Onset-Temperatur und Peaktemperatur der Kristallisation $T_c - T_p$, Unterkühlung ΔT .

5.2.2 Torsionsschwingungsanalyse

Im folgenden Abschnitt werden die Ergebnisse der Torsionsschwingungsanalyse der Blends iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts und in Abhängigkeit vom SEBS-Typ vorgestellt. Die zugehörigen Werte sind in den Tabellen A.21 und A.22 aufgeführt. In Abb. 5.19 sind die Glasübergangstemperaturen der SEBS-Phase $T_g(\text{SEBS})$ und die Glasübergangstemperaturen der iPP-Phase $T_g(\text{iPP})$ als Funktion des SEBS-Gehalts dargestellt. Die Werte von $T_g(\text{f-SEBS})$ liegen oberhalb der Werte von $T_g(\text{nf-SEBS})$, nehmen jedoch im Mittel mit steigendem SEBS-Gehalt zu. Die Zugabe von SEBS führt, unabhängig vom SEBS-Typ, zu keiner nennenswerten Änderung von $T_g(\text{iPP})$. Ausnahme ist der Wert von $T_g(\text{iPP})$ bei Zugabe von 5 Gew.-% f-SEBS. Die Änderung von $T_g(\text{iPP})$ um maximal 1,5 K ist jedoch sehr gering.

In Abb. 5.20 ist die Lage der α -Relaxation der iPP-Phase als Funktion des SEBS-Gehalts dargestellt. Mit zunehmendem SEBS-Gehalt verschiebt sich die Lage der α -Relaxation zu niedrigeren Temperaturen, nahezu unabhängig vom SEBS-Typ. Ausnahme ist das Verhalten bei Zugabe von 5 Gew.-% SEBS, mit f-SEBS nimmt T_α ab, mit nf-SEBS zu.

In Abb. 5.21 sind die Relaxationsstärken S sowie die Aktivierungsenergien ΔH^* für die β -Relaxation der iPP-Matrix dargestellt. Der Verlauf von ΔH^* als Funktion des SEBS-Gehalts weist für beide SEBS-Typen dieselbe Tendenz auf.

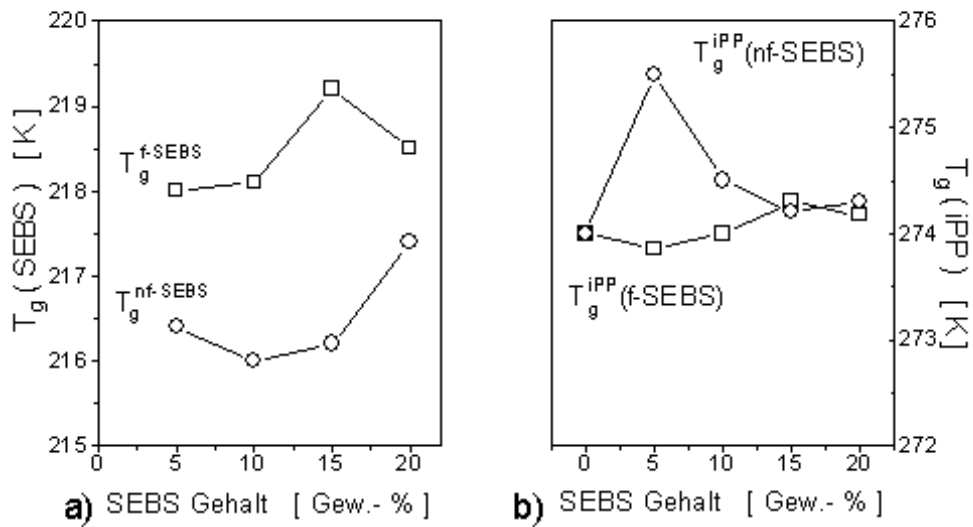


Abb. 5.19: Glasübergangstemperaturen der SEBS- und iPP-Phase in dem Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts: a) $T_g(\text{SEBS})$ und b) $T_g(\text{iPP})$.

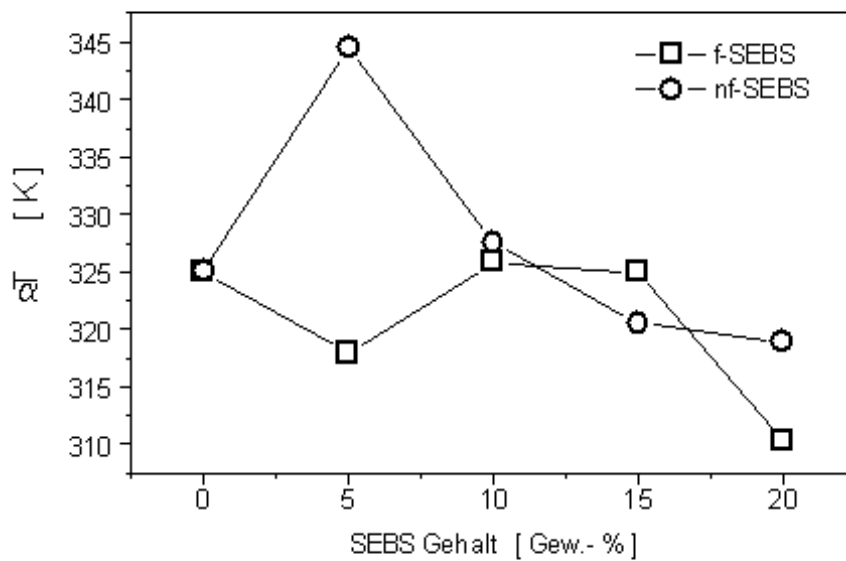


Abb. 5.20: Temperatur der α -Relaxation $T_\alpha(\text{iPP})$ der iPP-Komponente für das Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts.

Mit zunehmendem SEBS-Gehalt steigt ΔH^* zuerst an, um bei weiterer Zugabe

von SEBS wieder abzunehmen. Ein vom SEBS-Typ abhängiges Verhalten ist beim Verlauf von S zu beobachten. Bei Zugabe von f-SEBS nehmen die Werte für S mit zunehmenden SEBS-Gehalt zu. Bei Zugabe von nf-SEBS nimmt S zunächst zu, um mit steigendem SEBS-Gehalt wieder abzunehmen, die Werte von S liegen jedoch über dem Ausgangswert der iPP-Matrix.

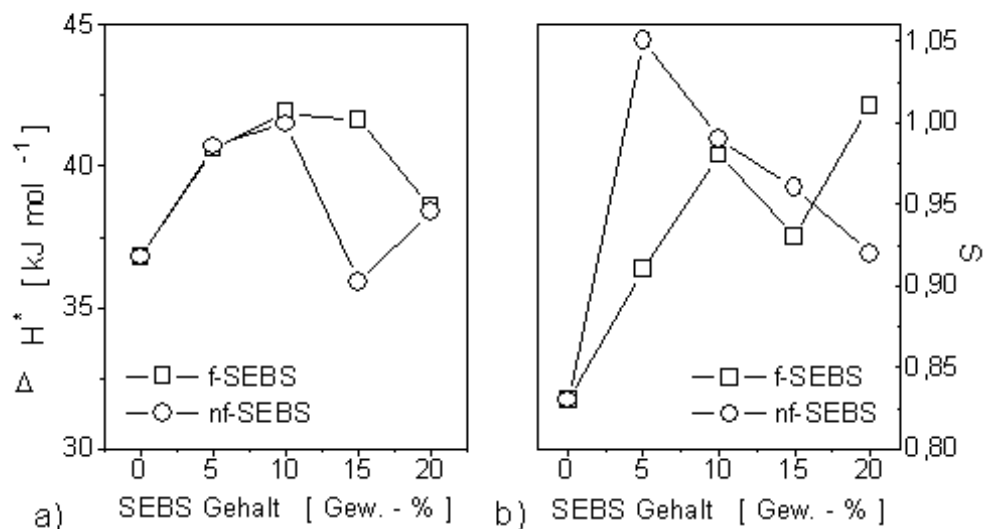


Abb. 5.21: a) Aktivierungsenergie ΔH^* und b) Relaxationsstärke S der iPP-Matrix für das Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts.

5.2.3 Strukturuntersuchungen

In Abb. 5.22 ist der Volumen-Kristallanteil⁶ X_c der Blends iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts dargestellt. Zusätzlich ist der erwartete Volumen-Kristallanteil angegeben. Im Mittel nimmt X_c mit zunehmenden SEBS-Gehalt, unabhängig vom SEBS-Typ, ab. Bis auf 5 Gew.-% SEBS liegen die Werte für X_c bei Zugabe von f-SEBS immer über den Werten bei Zugabe von nf-SEBS. Der experimentell bestimmte Verlauf von X_c als Funktion des SEBS stimmt sehr gut mit dem erwarteten Volumen-Kristallanteil überein.

In den Abb. 5.23 bis 5.24 sind die Ergebnisse der Kleinwinkelröntgenstreuung für die Blends iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts dargestellt. Sie sind zusätzlich mit weiteren Ergebnissen im Anhang in den Tabellen A.24 bis A.26 aufgeführt. In den Abb. 5.23 und 5.24 sind die charakteristischen Abstände für die lamellare Überstruktur der iPP-Matrix bei Zugabe von f-SEBS bzw. nf-SEBS dargestellt. Die charakteristische trimodale Clusterverteilung der lamellaren Überstruktur der iPP-Matrix kann aufgelöst werden. Unabhängig vom SEBS-Typ oder SEBS-Gehalt lassen sich die drei Cluster 1, 2 und 3

⁶Die angegebenen Werte für den Volumen-Kristallanteil X_c sind für die binären Systeme nach Methode 1 bestimmt worden.

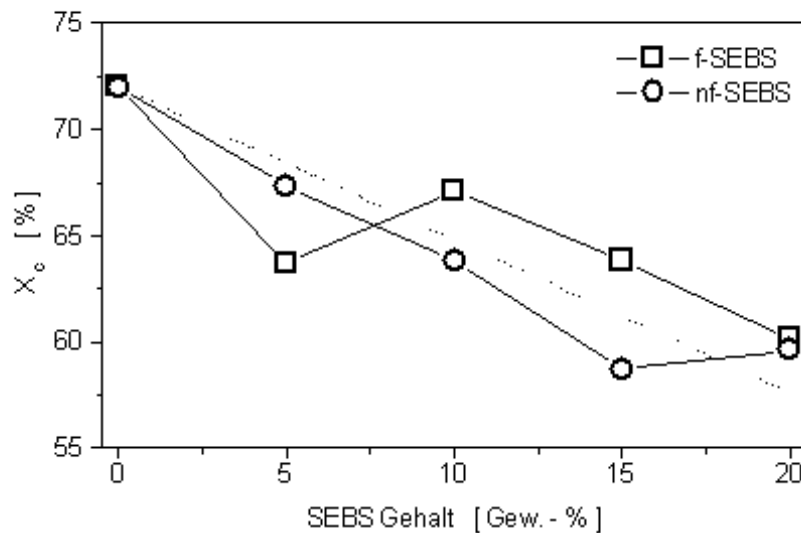


Abb. 5.22: Volumen-Kristallanteil X_c für das Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts ((\cdots) erwarteter Volumen-Kristallanteil).

der lamellaren iPP-Überstruktur nachweisen. Interessant ist die Zunahme der Lamellendicke sowie der interlamellaren Abstände für die drei aufzulösenden Clusterstrukturen bei 10 Gew.-% SEBS.

Die experimentelle Langperiode L_p nimmt bei Zugabe von SEBS, unabhängig vom SEBS-Typ, zunächst ab, um mit steigendem SEBS-Gehalts wieder zuzunehmen. Für beide SEBS-Typen ist eine Abnahme des mittleren Streumassenradius r_{\square} mit zunehmendem SEBS-Gehalt zu beobachten. Die Grenzschichtdicke d_z verschiebt sich bei hohem SEBS-Gehalt leicht zu kleineren Werten und bleibt bei niedrigem SEBS-Gehalt nahezu unverändert. Eine Ausnahme bildet die Zugabe von 5 Gew.-% nf-SEBS, d_z nimmt deutlich ab. Auch zeigt sich, daß der lineare Kristall-Anteil X_l in den Lamellenclustern nahezu unverändert bleibt. Die Ergebnisse sind ebenso in den Tabellen A.24 bis A.26 aufgeführt.

5.2.4 Lichtmikroskopische Untersuchungen

In Abb. 5.25 ist der Verlauf des mittleren Sphärolithenradius r der iPP-Matrix als Funktion des SEBS-Gehalts für beide SEBS-Typen dargestellt. Unabhängig vom SEBS-Typ weist r keine signifikante Änderung auf und bleibt, unabhängig vom SEBS-Gehalt, nahezu unverändert.

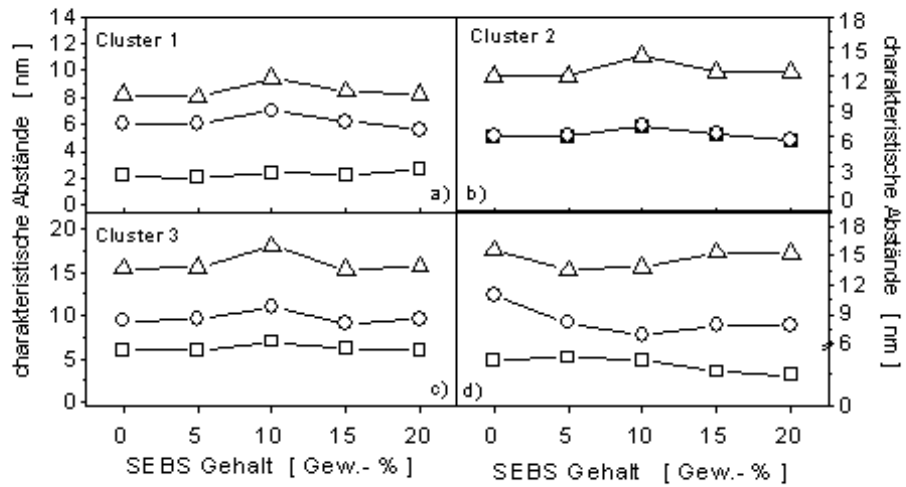


Abb. 5.23: Charakteristische Größen der Lamellencluster-Struktur der iPP-Matrix für das Blend iPP/f-SEBS als Funktion des f-SEBS-Gehalts: a) Cluster 1, b) Cluster 2, c) Cluster 3 (interlamellarer Abstand d_a (□), Lamellendicke d_c (○), Langperiode L (Δ)). d) Grenzschichtdicke d_z (□), Streumassenradius r_{\square} (○), experimentelle Langperiode L_p (Δ).

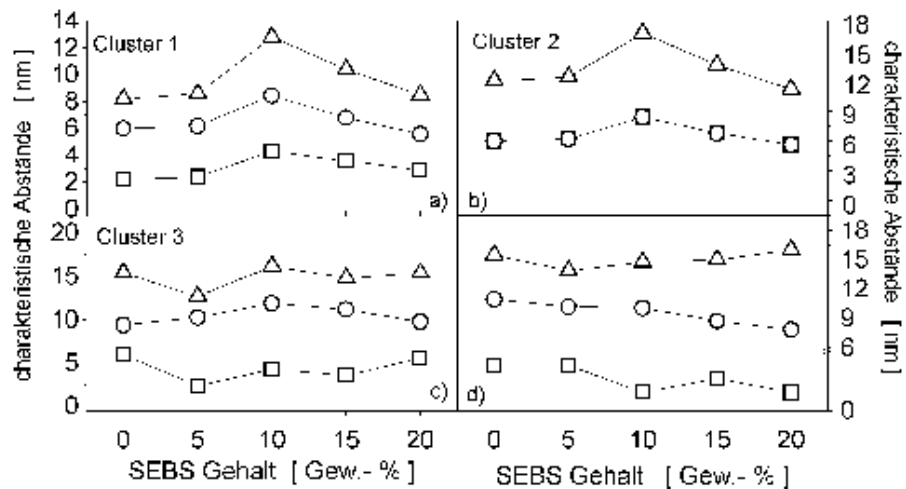


Abb. 5.24: Charakteristische Größen der Lamellencluster-Struktur der iPP-Matrix für das Blend iPP/nf-SEBS als Funktion des nf-SEBS-Gehalts: a) Cluster 1, b) Cluster 2, c) Cluster 3 (interlamellarer Abstand d_a (□), Lamellendicke d_c (○), Langperiode L (Δ)). d) Grenzschichtdicke d_z (□), Streumassenradius r_{\square} (○), experimentelle Langperiode L_p (Δ).

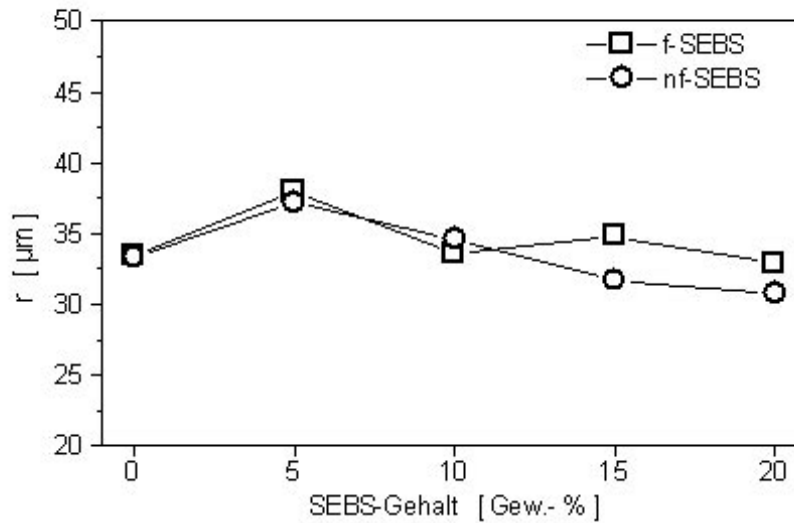


Abb. 5.25: Mittlerer Sphärolithenradius r der iPP-Matrix für das Blend iPP/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts.

5.2.5 Zusammenfassung

Die Zugabe von SEBS zu iPP beeinflusst das Kristallisationsverhalten sowie die Strukturausbildung der iPP-Matrix. Die Beeinflussung ist für einige charakteristischen Größen abhängig vom SEBS-Typ. Die Zugabe von SEBS beeinflusst die isotherme Kristallisationskinetik der iPP-Matrix:

- Die Keimbildungshalbwertzeit t_n der iPP-Keimbildung nimmt mit Zugabe von f-SEBS zu, bei Zugabe von nf-SEBS ist dies nur für niedrige Gew.-% nf-SEBS zu beobachten.
- Die Keimdichte M der iPP-Matrix nimmt mit Zugabe von f-SEBS ab. Dies ist für 10 Gew.-% besonders signifikant. Bei Zugabe von nf-SEBS nimmt die Keimdichte M zunächst ab, bei niedrigeren Kristallisationstemperaturen und hohem nf-SEBS-Gehalt ist jedoch ein starker Anstieg zu beobachten.
- Der unterschiedliche Einfluß der beiden SEBS-Typen spiegelt sich im Verhalten der Sättigungskeimdichte M_0 wider.
- Nahezu unabhängig vom SEBS-Typ verschiebt sich die maximale Wachstumsrate G_{max} zu niedrigeren Werten.

Das Kristallisations- und Schmelzverhalten der iPP-Matrix wird durch die SEBS-Typen unterschiedlich beeinflusst:

- Die Schmelztemperatur der iPP-Matrix wird durch Zugabe von f-SEBS erniedrigt, während bei Zugabe von nf-SEBS ein leichter Anstieg der Schmelztemperatur T_p^M zu beobachten ist.
- Bei Zugabe von f-SEBS wird die Peaktemperatur der Kristallisation zu höheren Temperaturen, bei Zugabe von nf-SEBS zu niedrigeren Temperaturen verschoben.
- Die Zugabe von f-SEBS führt, unabhängig vom f-SEBS-Gehalt, zu einer geringen Zunahme der Differenz zwischen extrapolierte Onset-Temperatur und Peaktemperatur der Kristallisation, die Zugabe von nf-SEBS führt zu einer Abnahme.

Die Zugabe von SEBS beeinflusst das dynamisch-mechanische Verhalten der Blends iPP/SEBS:

- Die Werte der Glasübergangstemperatur T_g (f-SEBS) liegen oberhalb der Werte von T_g (nf-SEBS).
- Im Mittel verschieben sich die Werte für T_g (SEBS) mit zunehmendem SEBS-Gehalt zu höheren Temperaturen.
- Der Einfluß des SEBS auf die Glasübergangstemperatur der iPP-Phase T_g (iPP) ist, unabhängig von SEBS-Gehalt und -Typ, sehr gering, die Werte für T_g (iPP) bleiben nahezu unverändert.
- Die mittlere Aktivierungsenergie ΔH^* der β -Relaxation der iPP-Matrix und die Relaxationsstärke S der iPP-Matrix nehmen als Funktion des SEBS-Gehalts zu.

Der Volumen-Kristallanteil X_c nimmt, unabhängig vom SEBS-Typ, mit steigendem SEBS-Gehalt ab.

Die Ausbildung der Überstruktur der iPP-Matrix wird durch die Zugabe von SEBS qualitativ nicht beeinflusst, die charakteristische trimodale Clusterstruktur bleibt erhalten:

- Die Lamellendicken und interlamellaren Abstände der Cluster ändern sich. Bei Zugabe von 10 Gew.-% SEBS zeigt sich, unabhängig vom SEBS-Typ, eine Verschiebung der Lamellendicken und interlamellaren Abstände zu größeren Werten.
- Der lineare Kristall-Anteil innerhalb der Lamellencluster bleibt jedoch nahezu unverändert.

Die Zugabe von SEBS hat keinen signifikanten Einfluß auf den mittleren Radius r der iPP-Sphärolithe.

5.3 Ternäre Blends iPP/PE/SEBS

5.3.1 Kristallisationskinetische Untersuchungen

Die Ergebnisse der isothermen kristallisationskinetischen Experimente⁷ sind in Anhang 1 in den Tabellen A.28 bis A.34 aufgeführt und in den Abb. 5.26 bis 5.31 dargestellt. Der Einfluß des SEBS auf die Induktionszeit t_0 der Keimbildung der iPP-Matrix für die ternären Blends iPP/PE/SEBS ist in Abb. 5.26 für beide SEBS-Typen dargestellt. Mit steigendem SEBS-Gehalt nimmt die Induktionszeit t_0 bei Zugabe von f-SEBS für das Blend iPP/LLDPE/SEBS zu. Die Zugabe von nf-SEBS hat mit Ausnahme der höchsten Kristallisationstemperatur keinen signifikanten Einfluß auf t_0 . In dem Blend iPP/HDPE/SEBS verschieben sich die Werte für t_0 bei Zugabe von f-SEBS im Mittel leicht zu längeren Zeiten. Bei Zugabe von nf-SEBS zeigt sich eine leichte Zunahme der t_0 -Werte und bei 10 und 20 Gew.-% nf-SEBS auch eine deutliche Temperaturabhängigkeit für t_0 .

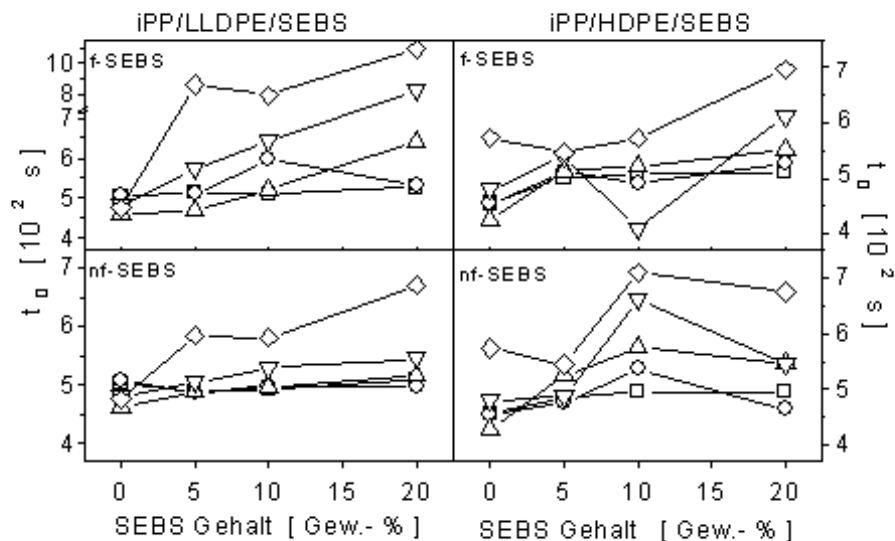


Abb. 5.26: Induktionszeit t_0 der Keimbildung der iPP-Matrix für das Blend iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (\square : 400 K, \circ : 403 K, \triangle : 406 K, ∇ : 408 K, \diamond : 411 K).

Die Keimbildungshalbwertzeit t_n der iPP-Matrix als Funktion des SEBS-Gehalts für die Blends iPP/PE/SEBS ist in Abb. 5.27 dargestellt. Bei Zugabe von f-SEBS nimmt t_n leicht zu und weist bei 5 Gew.-% f-SEBS ein Maximum

⁷Ein Teil der isothermen kristallisationskinetischen Experimente für die ternären Blends wurde von Matthias Schlabs und Claudia Feldhüsen im Rahmen ihrer Diplomarbeiten durchgeführt.

auf. Die Zugabe von nf-SEBS führt, unabhängig vom nf-SEBS-Gehalt, zu einer Abnahme von t_n . Auch ist die Temperaturabhängigkeit von t_n geringer als beim f-SEBS, Ausnahme ist das Verhalten von t_n bei der höchsten Kristallisationstemperatur. Für das Blend iPP/HDPE/SEBS zeigt sich ein ähnliches Verhalten. Bei Zugabe von f-SEBS verschieben sich die t_n -Werte zu höheren Werten, jedoch beginnt dies bei höheren Temperaturen erst bei höherem SEBS-Anteil. Die Zugabe von nf-SEBS führt für niedrige Kristallisationstemperaturen zu einer leichten Abnahme von t_n . Für hohe Kristallisationstemperaturen zeigt sich ein konzentrationsabhängiges Verhalten.

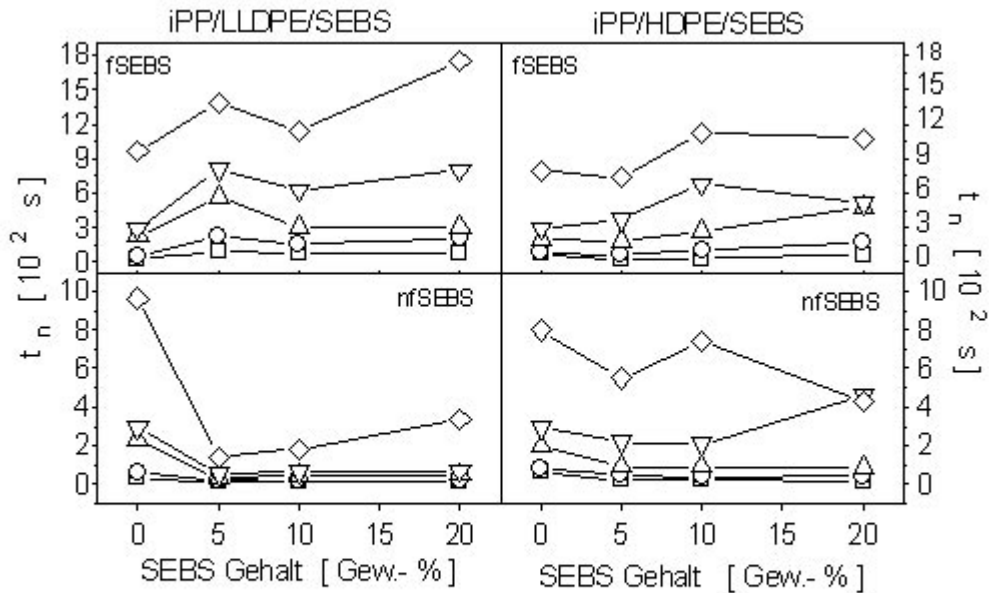


Abb. 5.27: Keimbildungshalbwertzeit t_n der iPP-Matrix für das Blend iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehaltes (□: 400 K, ○: 403 K, △: 406 K, ▽: 408 K, ◇: 411 K).

Der Einfluß des SEBS auf die Keimdichte M der iPP-Matrix der Blends iPP/PE/SEBS ist in Abb. 5.28 dargestellt. Im Blend iPP/LLDPE/SEBS durchläuft M bei Zugabe von f-SEBS bei 5 Gew.-% f-SEBS ein Minimum, um mit zunehmendem f-SEBS-Gehalt im Mittel wieder anzusteigen. Im Gegensatz dazu durchläuft M für das Blend iPP/HDPE/SEBS bei Zugabe von f-SEBS bei 5 Gew.-% f-SEBS ein Maximum und fällt mit steigendem f-SEBS-Gehalt wieder auf den Ausgangswert des Blends iPP/HDPE zurück. Bei Zugabe von nf-SEBS nimmt in den Blends iPP/PE/nf-SEBS die Keimdichte M mit zunehmendem SEBS-Gehalt deutlich zu.

In Abb. 5.29 ist die mittlere Wachstumsrate G der iPP-Sphärolithe für die Blends iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts dargestellt. Für alle

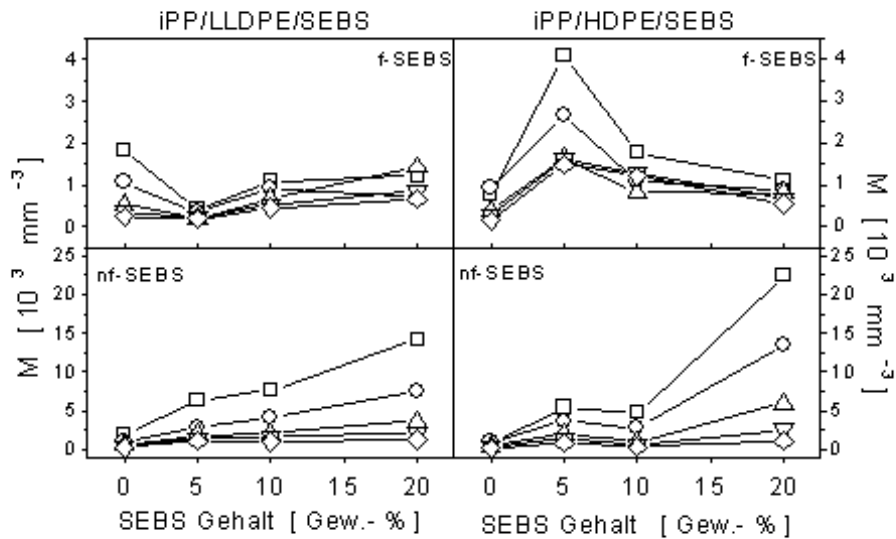


Abb. 5.28: Keimdichte M der iPP-Matrix für das Blend iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (\square : 400 K, \circ : 403 K, \triangle : 406 K, ∇ : 408 K, \diamond : 411 K).

Blends hat die Zugabe von SEBS bei mittleren und hohen Kristallisationstemperaturen keinen Einfluß auf G . Für niedrige Kristallisationstemperaturen zeigt sich ein konzentrationsabhängiger Verlauf für G , abhängig sowohl vom SEBS- als auch PE-Typ. Der Verlauf der Kristallisationshalbwertzeiten t_k für die Blends iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts ist in Abb. 5.30 gezeigt. Bei Zugabe von f-SEBS zeigt sich, abhängig vom PE-Typ, eine gegenläufige Konzentrationsabhängigkeit für t_k . Im Blend iPP/LLDPE/f-SEBS durchläuft t_k ein Maximum, im Blend iPP/HDPE/f-SEBS ein Minimum. Die Zugabe von nf-SEBS führt für beide Blends iPP/LLDPE/nf-SEBS und iPP/HDPE/nf-SEBS zu einer Abnahme von t_k .

Der Verlauf des Avrami-Exponenten n als Funktion des SEBS-Gehalts ist für die ternären Blends iPP/PE/SEBS in Abb. 5.31 gezeigt. Unabhängig vom PE-Typ führt die Zugabe von f-SEBS zu einem konzentrationsabhängigen Verlauf von n mit einem Maximum bei 5 Gew.-% f-SEBS. Die Zugabe von nf-SEBS führt zu einem Anstieg der Werte für n , ebenfalls unabhängig vom PE-Typ.

Der Einfluß des SEBS auf das Kristallisations- und Schmelzverhalten der iPP-Matrix für das Blend iPP/LLDPE/SEBS ist in Abb. 5.32 gezeigt. Unabhängig vom SEBS-Typ verschiebt sich die Schmelztemperatur T_p^M der iPP-Matrix mit Zugabe von SEBS zu niedrigeren Temperaturen. Die Abnahme von T_p^M ist bei Zugabe von f-SEBS stärker. Die Peaktemperatur der Kristallisation T_p verschiebt sich bei Zugabe von f-SEBS zu niedrigeren, bei Zugabe von nf-SEBS zu höheren Temperaturen. Die Unterkühlung ΔT nimmt als Funktion des SEBS-Gehalts ab. Die Differenz zwischen extrapoliertem Onset-Temperatur und Peaktemperatur der Kristallisation $T_c - T_p$ verschiebt sich durch Zugabe von SEBS zu kleineren Werten. Die Abnahmen von ΔT sowie $T_c - T_p$ sind bei

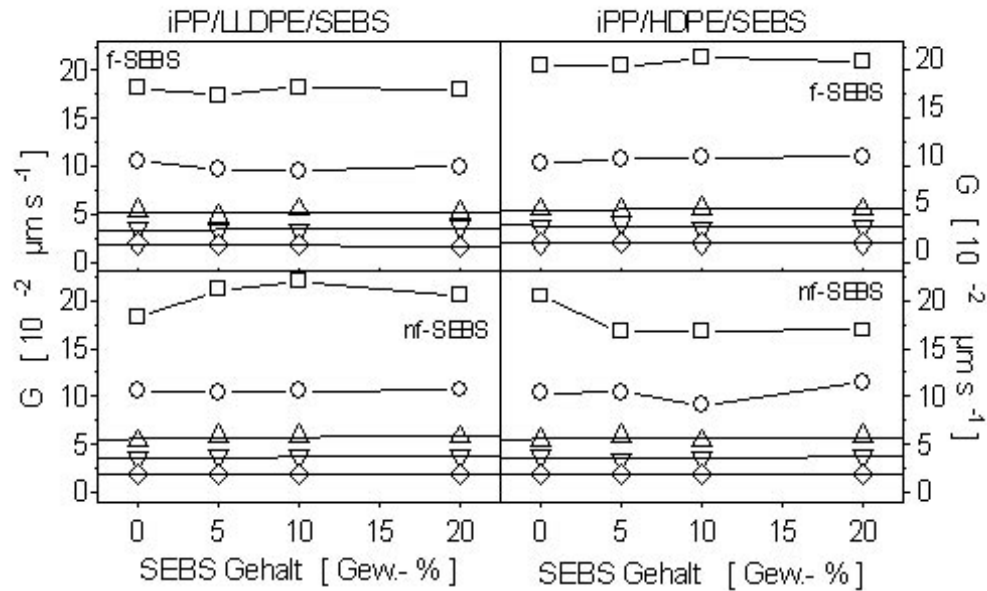


Abb. 5.29: Lineare Wachstumsrate G der iPP-Sphärolithe für die Blends iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (\square : 400 K, \circ : 403 K, \triangle : 406 K, ∇ : 408 K, \diamond : 411 K).

Zugabe von nf-SEBS gegenüber Zugabe von f-SEBS stärker ausgeprägt.

Abb. 5.33 zeigt das Kristallisations- und Schmelzverhalten der iPP-Matrix des Blends iPP/HDPE/SEBS. Die Zugabe von SEBS führt unabhängig vom SEBS-Typ zu einer sehr leichten Verschiebung der T_p^M -Werte der iPP-Matrix. Auch die Werte für T_p verschieben sich zu höheren Werten, doch ist die Verschiebung abhängig vom SEBS-Typ. Ebenfalls nimmt mit Zugabe von SEBS die Unterkühlung ΔT ab. Die Zugabe von nf-SEBS hat keinen Einfluß auf den Verlauf von $T_c - T_p$. Bei Zugabe von f-SEBS nimmt $T_c - T_p$ ab. Die Ergebnisse der differentiellen Thermo-Analyse sind ebenfalls in den Tabellen A.36 bis A.39 im Anhang aufgelistet.

5.3.2 Torsionsschwingungsanalyse

In Abb. 5.34 sind die Glasübergangstemperaturen T_g der Komponenten iPP und SEBS sowie die Temperaturen der γ -Relaxation der LLDPE-Phase und der α -Relaxation der iPP-Phase in den Blends iPP/LLDPE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts gezeigt. Mit zunehmendem SEBS-Gehalt nimmt $T_\gamma(\text{LLDPE})$, abhängig vom SEBS-Typ, ab. Die Werte der Glasübergangstemperatur der SEBS-Phase, $T_g(\text{SEBS})$, bleiben nahezu konstant, wobei die Werte für das f-SEBS oberhalb des Wertes des nf-SEBS liegen. Mit Zugabe von

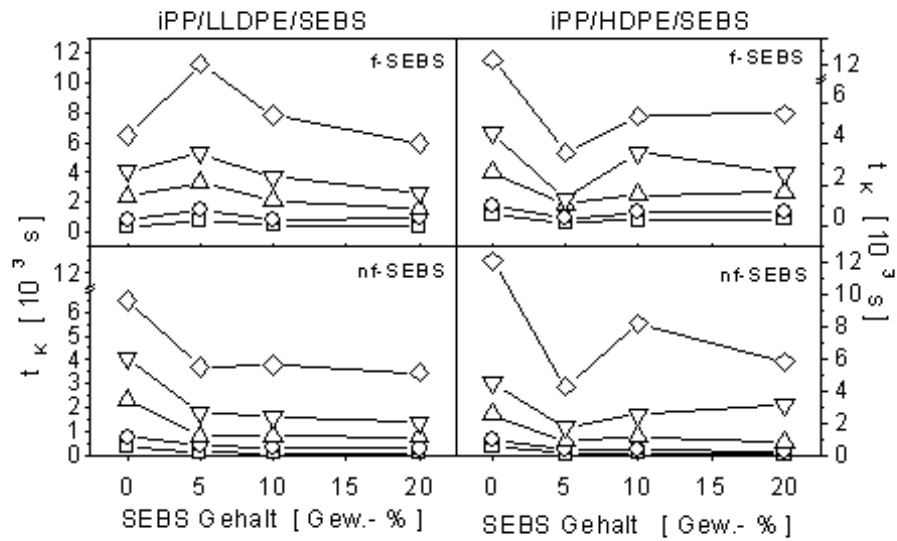


Abb. 5.30: Kristallisationshalbwertzeit t_k der iPP-Matrix für die Blends iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (\square : 400 K, \circ : 403 K, \triangle : 406 K, ∇ : 408 K, \diamond : 411 K).

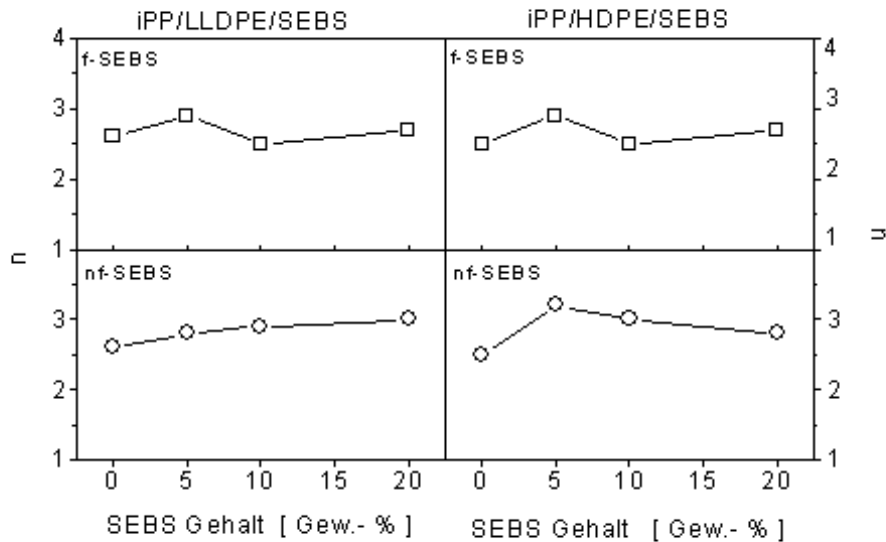


Abb. 5.31: Avrami-Exponent n für die Blends iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts.

SEBS verschieben sich die Werte der Glasübergangstemperatur der iPP-Phase, $T_g(\text{iPP})$, nahezu unabhängig von SEBS-Typ und -Gehalt zu höheren Temperaturen. Bei Zugabe von SEBS wird die Temperatur der α -Relaxation zu niedrigeren Temperaturen verschoben, bei hohem SEBS-Gehalt kann die α -

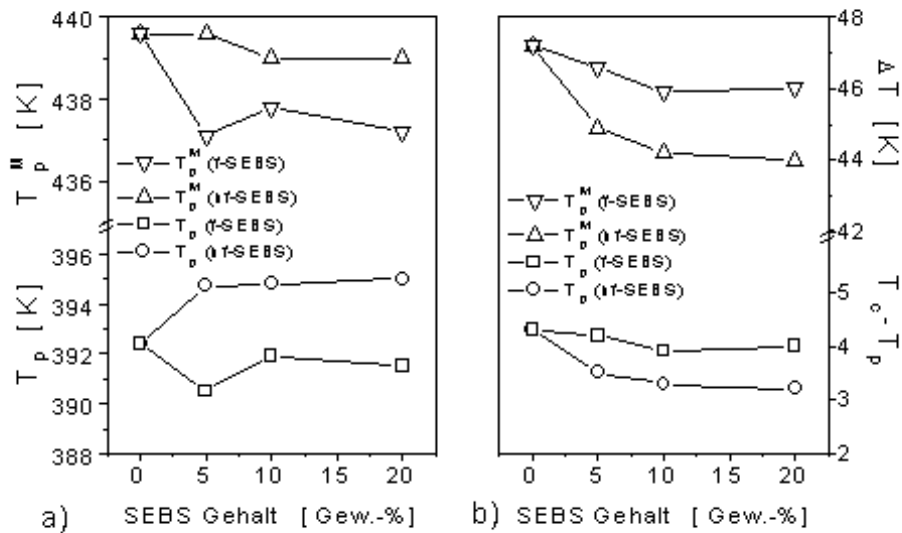


Abb. 5.32: Kristallisations- und Schmelzverhalten der iPP-Matrix des Blends iPP/LLDPE/SEBS: a) Peaktemperatur der Kristallisation T_p und Peaktemperatur des Schmelzprozesses T_p^M , b) Differenz zwischen extrapoliertem Onset-Temperatur und Peaktemperatur der Kristallisation $T_c - T_p$ und Unterkühlung ΔT .

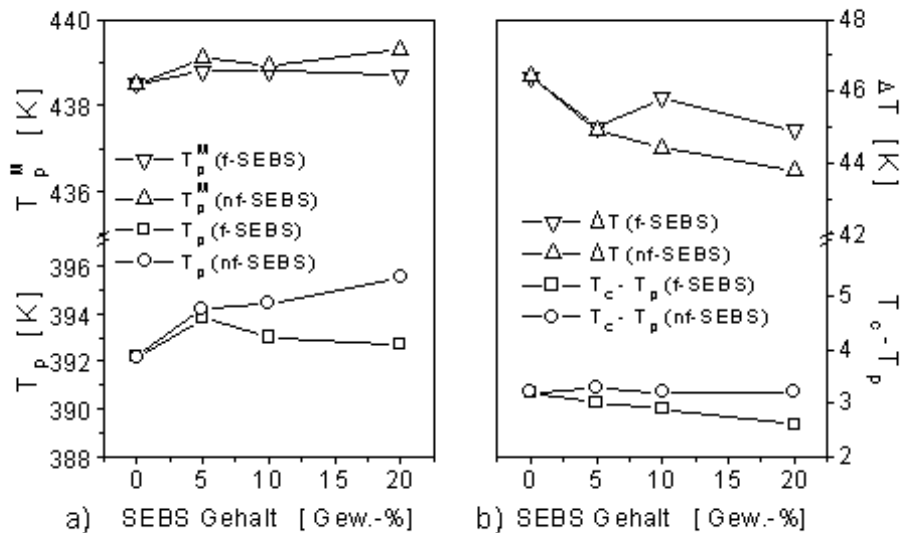


Abb. 5.33: Kristallisations- und Schmelzverhalten der iPP-Matrix des Blends iPP/HDPE/SEBS: a) Peaktemperatur der Kristallisation T_p und Peaktemperatur des Schmelzprozesses T_p^M , b) Differenz zwischen extrapoliertem Onset-Temperatur und Peaktemperatur der Kristallisation $T_c - T_p$ und Unterkühlung ΔT .

Relaxation nicht mehr gemessen werden. Der Peak der α -Relaxation wandert in die Flanke der β -Relaxation hinein.

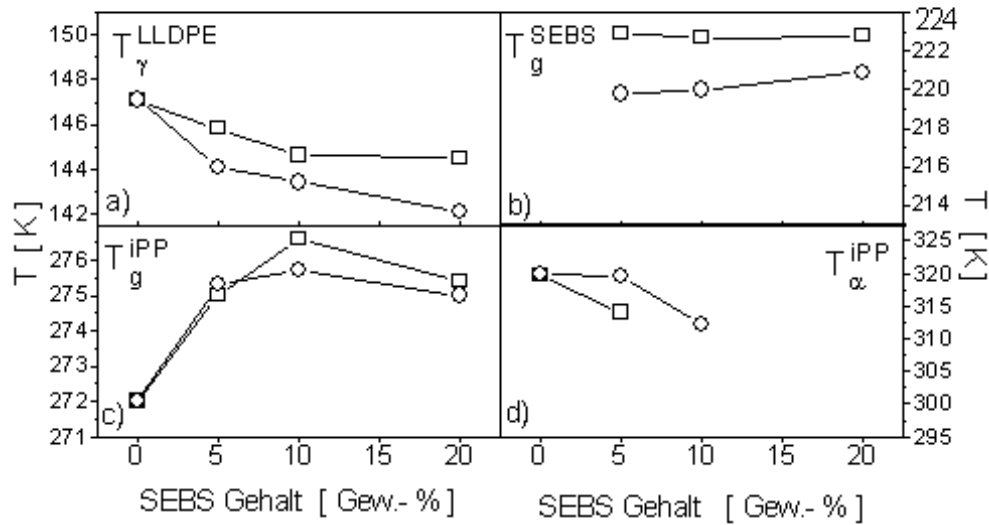


Abb. 5.34: Relaxationstemperaturen für das Blend iPP/LLDPE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts: a) T_{γ} der LLDPE-Phase, b) T_g (SEBS), c) T_g (iPP) und d) T_{α} (iPP) (\square : f-SEBS, \circ : nf-SEBS).

In Abb. 5.35 sind die Glasübergangstemperaturen T_g der Komponenten iPP und SEBS sowie die Temperaturen der γ -Relaxation der HDPE-Phase und der α -Relaxation der iPP-Phase in den Blends iPP/HDPE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts gezeigt. Die T_{γ} -Werte des HDPE bleiben nahezu unverändert. Erst bei hohem SEBS-Gehalt verschiebt sich T_{γ} (HDPE) zu niedrigeren Temperaturen. Die Glasübergangstemperatur der SEBS-Phase zeigt, abhängig vom SEBS-Typ, ein unterschiedliches Verhalten, wobei die T_g (SEBS)-Werte für f-SEBS oberhalb denen von nf-SEBS liegen. Die T_g -Werte für f-SEBS liegen nahezu konzentrationsunabhängig um 222 K, die T_g -Werte für nf-SEBS steigen mit zunehmenden SEBS-Gehalt von 216 K auf 221 K an. Die Zugabe von SEBS führt zu einem Anstieg von T_g (iPP). Durch die Zugabe von SEBS tritt die α -Relaxation bei tieferen Temperaturen auf. Für f-SEBS ist dieser Effekt mit steigendem SEBS-Gehalt nahezu linear, für nf-SEBS ist dies unabhängig vom SEBS-Gehalt.

In Abb. 5.36 sind die mittlere Aktivierungsenergie ΔH^* sowie die Relaxationsstärke S für die β -Relaxation der iPP-Phase für die Blends iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts dargestellt. Für beide PE-Typen zeigt sich, unabhängig vom SEBS-Typ, qualitativ derselbe Verlauf, ΔH^* durchläuft bei 5 Gew.-% SEBS ein Maximum, um mit zunehmendem SEBS-Gehalt wieder abzunehmen. Die Werte von ΔH^* liegen bei Zugabe von nf-SEBS über den

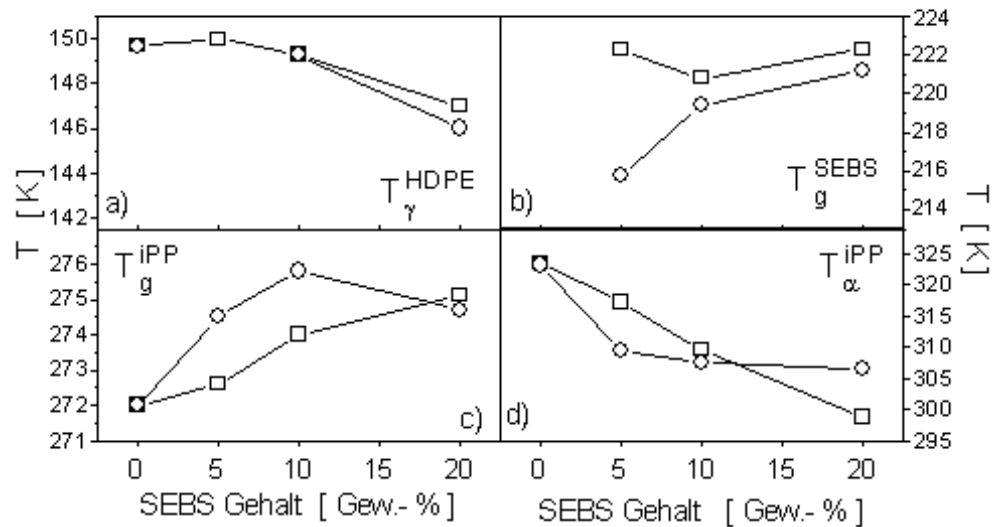


Abb. 5.35: Relaxationstemperaturen für das Blend iPP/HDPE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts: a) T_{γ} der HDPE-Phase, b) T_g (SEBS), c) T_g (iPP) und d) T_{α} (iPP) (\square : f-SEBS, \circ : nf-SEBS).

Werten von ΔH^* bei Zugabe von f-SEBS. Der Verlauf der Relaxationsstärke S als Funktion des SEBS-Gehalts ist für PE-Typen qualitativ gleich, aber abhängig vom SEBS-Typ. Die Zugabe von f-SEBS führt zu einer Zunahme von S . Die Zugabe von nf-SEBS führt für niedrigeren nf-SEBS-Gehalt im Mittel zu einem leichten Anstieg von S , um bei hohem nf-SEBS-Gehalt auf Werte unterhalb denen des Ausgangsblends iPP/PE abzufallen. Die hier vorgestellten Werte zu den Ergebnissen der TSA sind ebenfalls in den Tabellen A.40 bis A.42 aufgelistet.

5.3.3 Strukturuntersuchungen

Die Ergebnisse der Röntgenstrukturuntersuchungen für die Blends iPP/PE/SEBS sind in Abb. 5.37 bis Abb. 5.43 dargestellt und werden ebenfalls im Anhang in den Tabellen A.43 bis A.50 aufgeführt. In Abb. 5.37 ist der Verlauf des Volumen-Kristallanteils⁸ X_c als Funktion des SEBS-Gehalts für iPP/PE/SEBS dargestellt. Zusätzlich ist der erwartete Volumen-Kristallanteil $X_c^{erwartet}$ als Summe von X_c^{iPP} und X_c^{PE} sowie der aus der Kleinwinkelröntgenstreuung bestimmte lineare Kristall-Anteil X_l angegeben. Sowohl X_c wie auch $X_c^{erwartet}$ nehmen mit zunehmendem SEBS-Gehalt ab, X_l bleibt nahezu unverändert.

⁸Für die ternären Blends ist der Volumen-Kristallanteil nach Methode 1 bestimmt worden

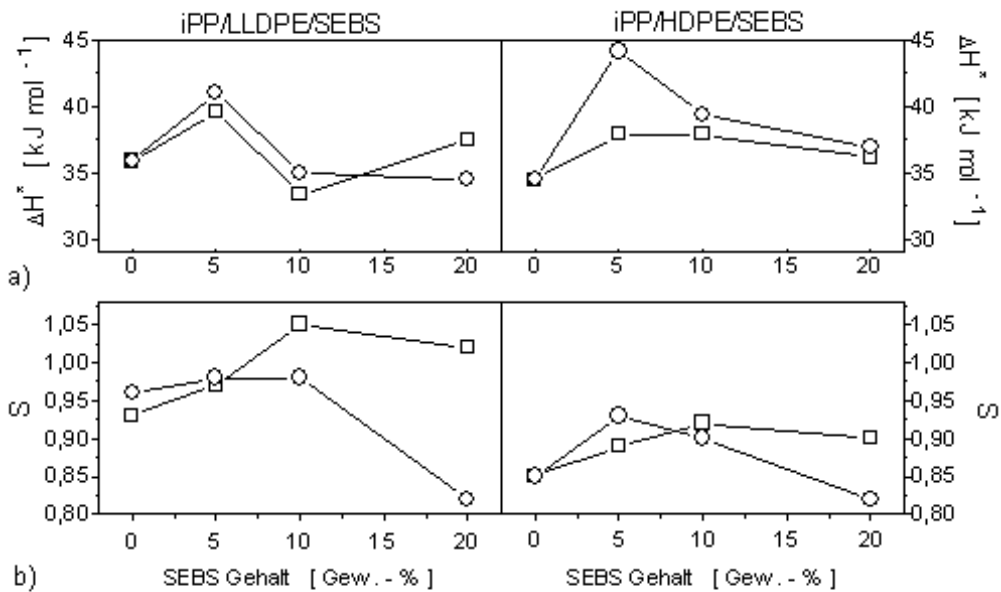


Abb. 5.36: a) Aktivierungsenergie ΔH^* und b) Relaxationsstärke S für die β -Relaxation der iPP-Phase der Blends iPP/PE/SEBS (\square : f-SEBS, \circ : nf-SEBS).

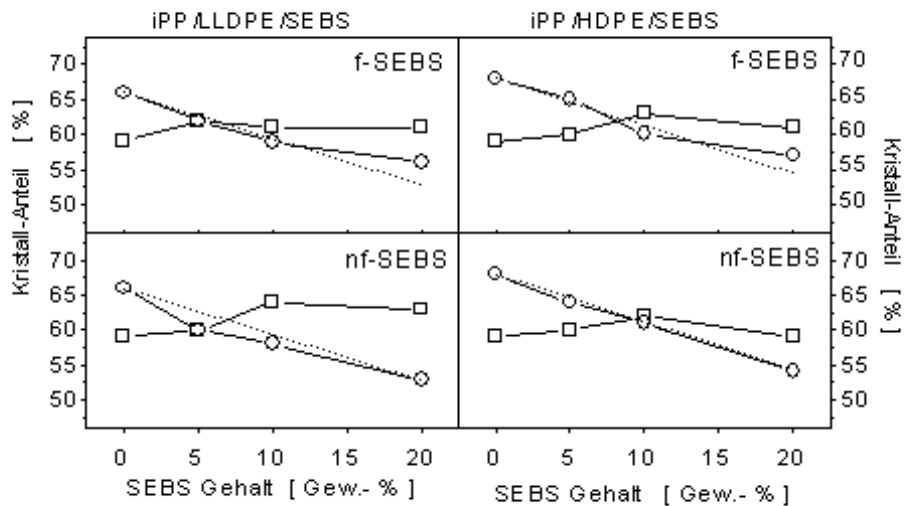


Abb. 5.37: Volumen-Kristallanteil X_c (\circ), erwarteter Kristallanteil $X_c^{erwartet}$ (---) und linearer Kristallanteil X_l (\circ) für die Blends iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts.

In Abb. 5.38 sind die Mosaikblockgrößen D_{110}^S nach Scherrer sowie D_{110}^H nach Hosemann und der Gitterstörungsparameter g_{II} als Funktion des SEBS-Gehalt dargestellt. Abhängig vom verwendeten Modell sind unterschiedliche Tenden-

zen festzustellen. Die Werte für D_{110}^H bleiben bei Zugabe von SEBS nahezu konstant, der Gitterstörungsparameter g_{II} nimmt ab. Die Mosaikblockgröße D_{110}^S nimmt, nahezu konzentrationsunabhängig und unabhängig vom SEBS-Typ, deutlich ab. In Abb. 5.39 sind die gleichen Größen für das Blend iPP/HDPE/SEBS dargestellt. Die Zugabe von SEBS führt zu einer Abnahme sowohl von D_{110}^S als auch D_{110}^H , unabhängig vom SEBS-Gehalt und SEBS-Typ, der Gitterstörungsparameter g_{II} nimmt durch Zugabe von SEBS ab.

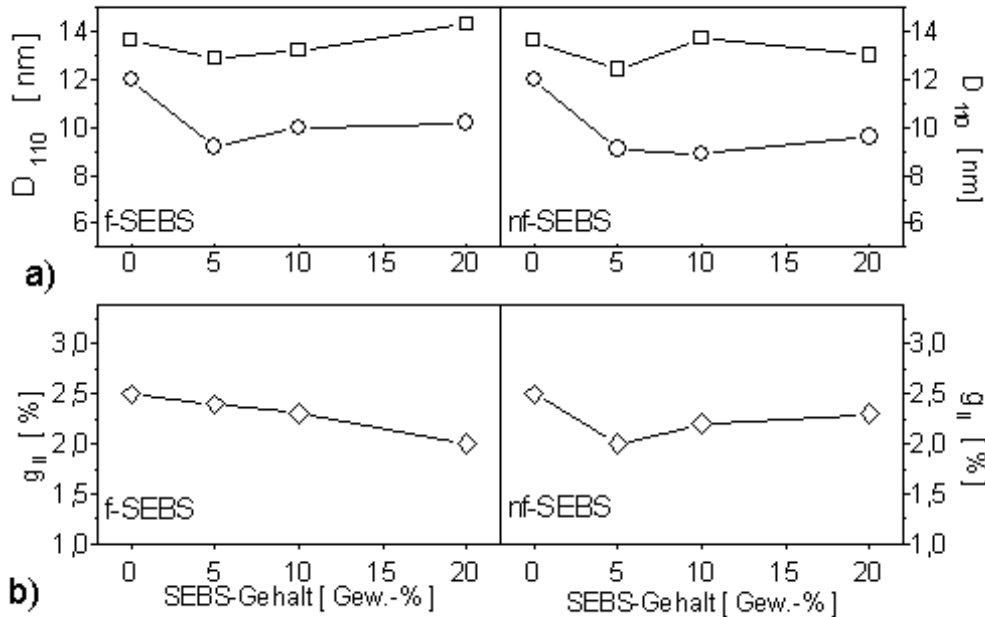


Abb. 5.38: a) Mosaikblockgröße in (110)-Richtung und b) Gitterstörung g_{II} für die iPP-Struktur des Blend iPP/LLDPE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (□: D_{110}^H nach Hosemann, ○: D_{110}^S nach Scherrer, ◇: g_{II}).

In den Abb. 5.40 bis 5.43 sind die Ergebnisse der Analyse der Grenzflächenverteilungsfunktionen dargestellt. In Abb. 5.40 sind die mittleren Abstände der Lamellencluster der iPP-Matrix für das Blend iPP/LLDPE/SEBS als Funktion des f-SEBS dargestellt. Bei mittlerem und hohem f-SEBS-Gehalt ist nur noch eine bimodale Clusterstruktur aufzulösen. Zusätzlich verschiebt sich die experimentelle Langperiode L_p mit zunehmendem f-SEBS-Gehalt leicht zu größeren Werten. Der Streumassenradius r_{\square} bleibt außer bei 5 Gew.-% f-SEBS unverändert, ebenso die Grenzschichtdicke d_z . Ein ähnliches Verhalten der Überstruktur ist für das Blend iPP/LLDPE/SEBS bei Zugabe von nf-SEBS in Abb. 5.41 dargestellt. Auch hier nehmen mit steigendem nf-SEBS-Gehalt die Lamellendicken sowie die interlamellaren Abstände für die aufgelösten Lamellencluster zu. Bei 20 Gew.-% nf-SEBS ist nur noch eine bimodale Clusterstruktur aufzulösen. Die Werte für L_p und d_z bleiben nahezu unverändert.

In Abb. 5.42 sind die charakteristischen Werte der Lamellenclusterstruktur der iPP-Matrix für das Blend iPP/HDPE/SEBS als Funktion von f-SEBS darge-

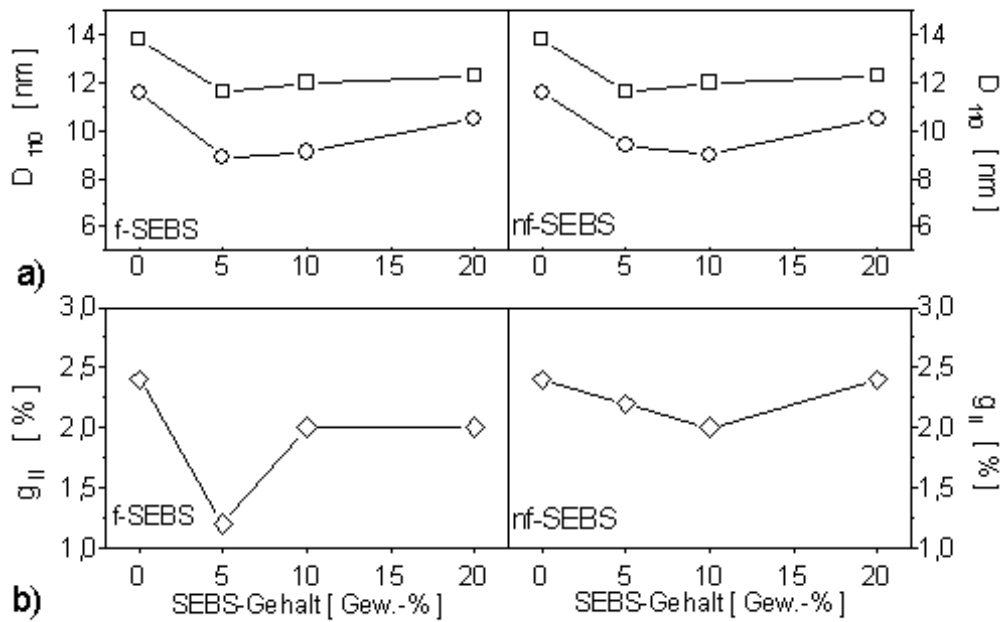


Abb. 5.39: a) Mosaikblockgröße in (110)-Richtung und b) Gitterstörung g_{II} für die iPP-Struktur des Blend iPP/HDPE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (\square : D_{110}^H nach Hosemann, \circ : D_{110}^S nach Scherrer, \diamond : g_{II}).

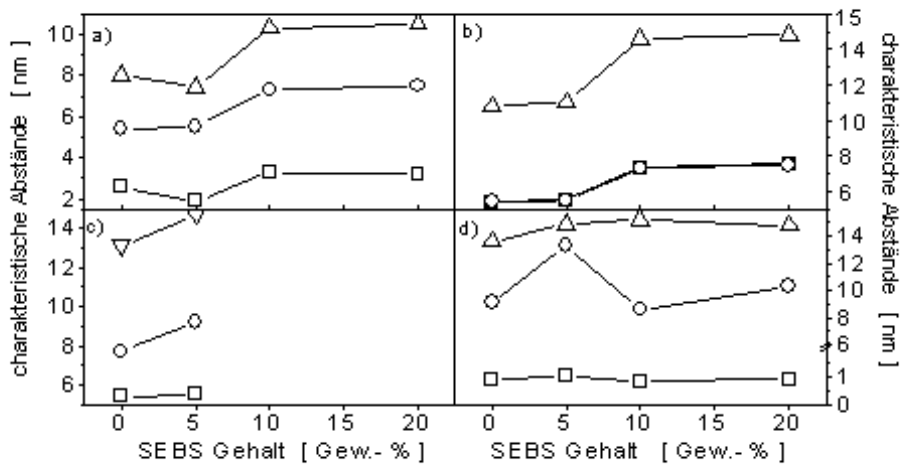


Abb. 5.40: Charakteristische Größen der Lamellencluster-Struktur der iPP-Matrix für das Blend iPP/LLDPE/SEBS als Funktion des f-SEBS-Gehalts: a) Cluster 1, b) Cluster 2, c) Cluster 3 (interlamellarer Abstand d_a (\square), Lamellendicke d_c (\circ), Langperiode L (Δ)), d) Grenzschichtdicke d_z (\square), Streumassenradius r_{\square} (\circ), experimentelle Langperiode L_p (Δ).

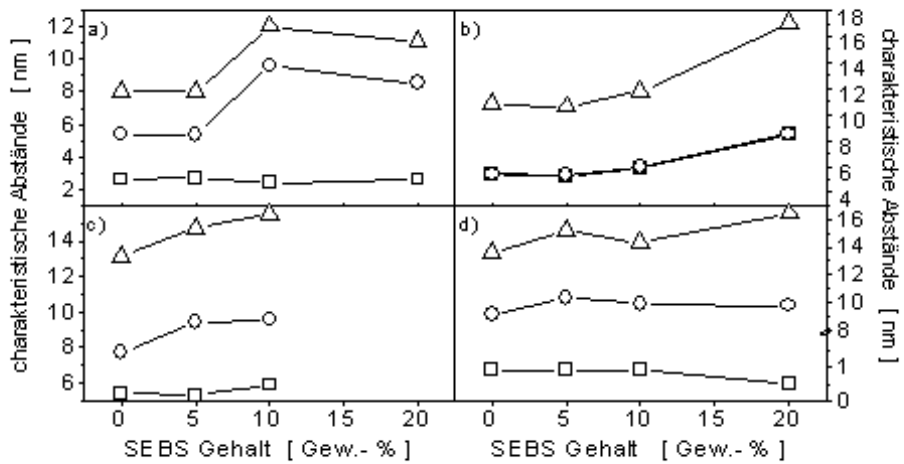


Abb. 5.41: Charakteristische Größen der Lamellencluster-Struktur der iPP-Matrix für das Blend iPP/LLDPE/SEBS als Funktion des nf-SEBS-Gehalts: a) Cluster 1, b) Cluster 2, c) Cluster 3 (interlamellarer Abstand d_a (□), Lamellendicke d_c (○), Langperiode L (Δ)), d) Grenzsichtdicke d_z (□), Streumassenradius r_{\square} (○), experimentelle Langperiode L_p (Δ).

stellt. Die charakteristische trimodale Clusterstruktur bleibt trotz Gegenwart von HDPE und f-SEBS erhalten, jedoch verschieben sich die Werte für die Lamellendicken und die interlamellaren Abstände leicht. Die experimentelle Langperiode L_p verschiebt sich für 5 und 20 Gew.-% f-SEBS zu höheren Werten. Der mittlere Streumassenradius r_{\square} nimmt mit steigendem f-SEBS-Gehalt zu, d_z bleibt nahezu unverändert. In Abb. 5.43 sind die Überstrukturparameter der iPP-Matrix für das Blend iPP/HDPE/SEBS als Funktion des nf-SEBS-Gehalts gezeigt. Mit Zugabe von nf-SEBS nehmen die interlamellaren Abstände und die Lamellendicken für die aufgelösten Clusterstrukturen 1 und 2 ebenfalls ab. Im Gegensatz zur Zugabe von f-SEBS führt die Zugabe von nf-SEBS jedoch zu einer vom nf-SEBS-Gehalt abhängigen Abnahme der charakteristischen Abstände mit einem ausgeprägten Minimum bei 5 Gew.-% nf-SEBS. Die dritte aufgelöste Clusterstruktur zeigt eine Abnahme der Lamellendicken und eine Zunahme der interlamellaren Abstände. Mit steigendem nf-SEBS-Gehalt nimmt L_p leicht zu. Ebenso steigen die Werte für r_{\square} mit zunehmendem nf-SEBS-Gehalt an, d_z bleibt nahezu unverändert. Im Vergleich zu dem Blend iPP/LLDPE/SEBS kann jedoch für das Blend iPP/HDPE/SEBS unabhängig vom SEBS-Gehalt immer einer trimodale Überstruktur der iPP-Matrix aufgelöst werden.

5.3.4 Lichtmikroskopische Untersuchungen

In Abb. 5.44 sind der Verlauf des mittleren Radius r der iPP-Sphärolithe und der mittlere Durchmesser D der PE-Domänen als Funktion des SEBS-

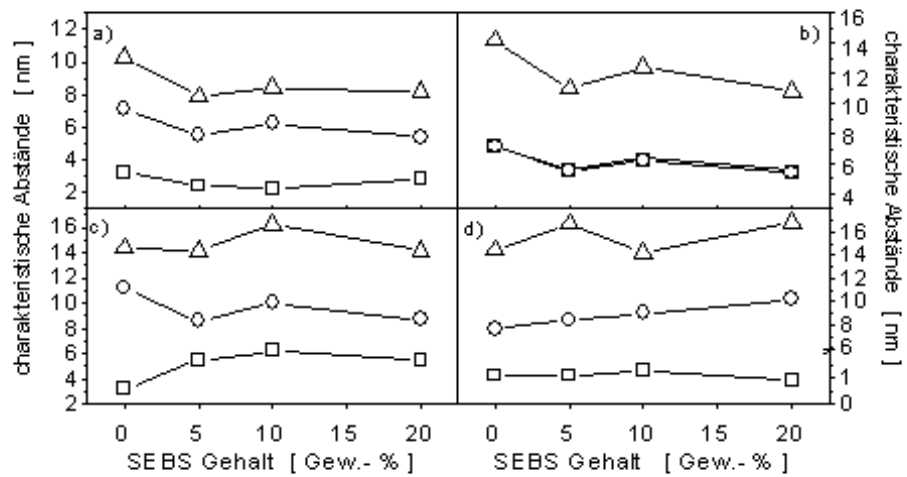


Abb. 5.42: Charakteristische Größen der Lamellencluster-Struktur der iPP-Matrix für das Blend iPP/HDPE/SEBS als Funktion des f-SEBS-Gehalts: a) Cluster 1, b) Cluster 2, c) Cluster 3 (interlamellarer Abstand d_a (\square), Lamellendicke d_c (\circ), Langperiode L (Δ)), d) Grenzschichtdicke d_z (\square), Streumassenradius r_{\square} (\circ), experimentelle Langperiode L_p (Δ).

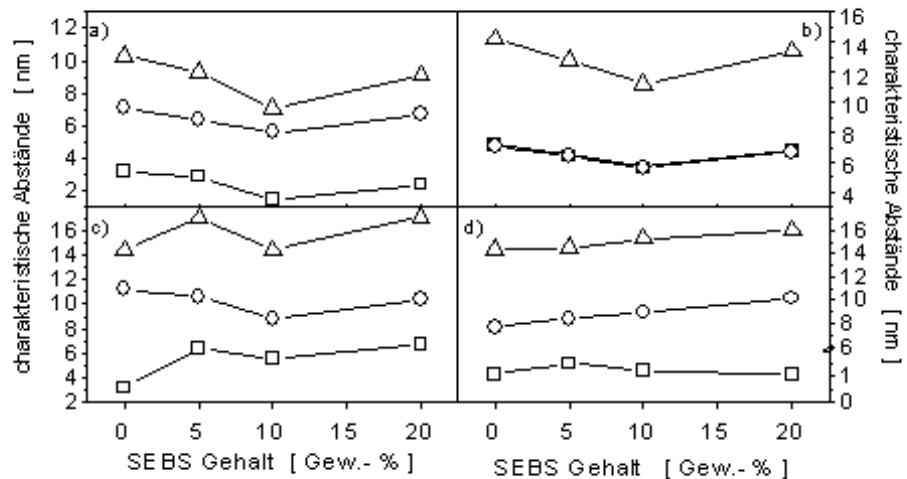


Abb. 5.43: Charakteristische Größen der Lamellencluster-Struktur der iPP-Matrix für das Blend iPP/HDPE/SEBS als Funktion des nf-SEBS-Gehalts: a) Cluster 1, b) Cluster 2, c) Cluster 3 (interlamellarer Abstand d_a (\square), Lamellendicke d_c (\circ), Langperiode L (Δ)), d) Grenzschichtdicke d_z (\square), Streumassenradius r_{\square} (\circ), experimentelle Langperiode L_p (Δ).

Gehalts für die Blends iPP/PE/SEBS gezeigt. Die Zugabe von nf-SEBS führt

für beide PE-Typen zu einer Abnahme des mittleren Sphärolithenradius. Die Zugabe von f-SEBS hat für das Blend iPP/LLDPE/f-SEBS bis auf 5 Gew.-% f-SEBS keinen Einfluß auf den mittleren Radius der iPP-Matrix. Für das Blend iPP/HDPE/SEBS führt die Zugabe von SEBS unabhängig vom SEBS-Typ zu einer Abnahme des mittleren Radius. Die Zugabe von SEBS führt zu keiner signifikanten Änderung der mittleren Größe D der PE-Einschlüsse. Die Werte von D bei Zugabe von nf-SEBS liegen in der Regel für beide PE-Typen unterhalb der D -Werte bei Zugabe von f-SEBS.

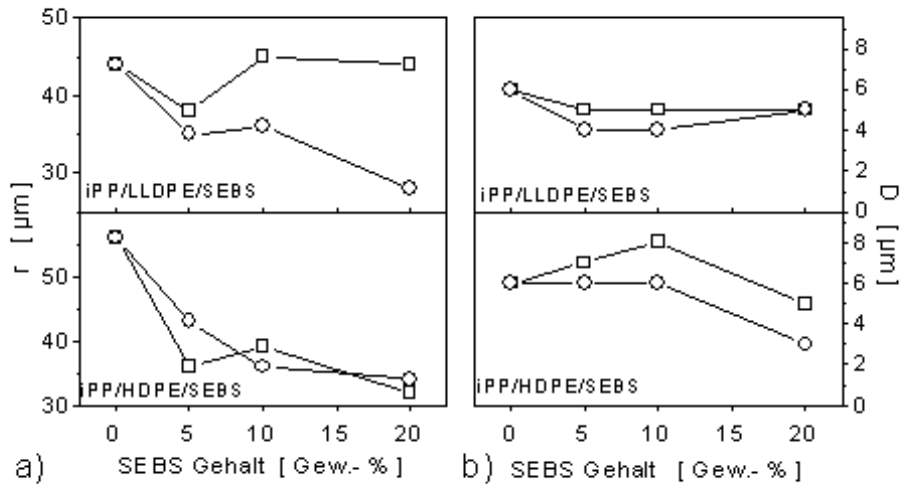


Abb. 5.44: a) mittlerer Sphärolithenradius r der iPP-Matrix, und b) mittlerer Durchmesser D der PE-Einschlüsse für die Blends iPP/PE/SEBS als Funktion des SEBS-Gehalts (\square : f-SEBS, \circ : nf-SEBS).

5.3.5 Zusammenfassung

In den ternären Blends iPP/PE/SEBS beeinflusst die Zugabe von SEBS sowohl die Kristallisation als auch die Überstruktur der iPP-Matrix. Die Beeinflussung ist für einige charakteristische Größen abhängig von der Funktionalisierung des SEBS sowie vom verwendeten PE-Typ.

Die Zugabe von SEBS beeinflusst auf komplexe Weise das isotherme kristallisationskinetische Verhalten der iPP-Matrix der iPP/PE-Blends. Die Beeinflussung der Keimbildung ist abhängig vom SEBS-Typ, zeigt aber für beide PE-Typen dieselbe Tendenz:

- die Keimbildungshalbwertzeit t_n wird durch Zugabe von f-SEBS in der Regel erhöht, durch Zugabe von nf-SEBS erniedrigt,

- die Zugabe von f-SEBS führt nur zu einer geringeren Änderung der Keimdichte, die Zugabe von nf-SEBS zu einer deutlichen Erhöhung der Keimdichte in der iPP-Matrix, unabhängig vom PE-Typ.

Das Verhalten der Wachstumsrate G der iPP-Sphärolithe der iPP/PE-Blends hängt bei Zugabe von SEBS auf komplexe Weise vom PE-Typ ab:

- bei Zugabe von f-SEBS liegt die Wachstumsrate G der iPP-Sphärolithe in dem Blend iPP/HDPE/SEBS leicht oberhalb den Werten für das Blend iPP/LLDPE/SEBS.
- Die Zugabe von nf-SEBS führt im Blend iPP/LLDPE/SEBS zu einer Erhöhung, im Blend iPP/HDPE/SEBS zu einer Erniedrigung der Wachstumsrate G .

Das Kristallisations- und Schmelzverhalten der iPP-Matrix zeigt ein komplexes Verhalten, abhängig vom SEBS- und PE-Typ:

- Die Peaktemperatur der Kristallisation T_p verschiebt sich bei Zugabe von f-SEBS in den Blends iPP/PE/SEBS zu niedrigeren Temperaturen, die Zugabe von nf-SEBS führt zu einer Erhöhung von T_p .
- Die Schmelztemperatur T_P^M der iPP-Matrix wird durch die Zugabe von SEBS in dem Blend iPP/LLDPE/SEBS niedriger. In dem Blend iPP/HDPE/SEBS hat die Zugabe von SEBS nahezu keinen Einfluß auf die Schmelztemperatur T_P^M .

Der komplexe Einfluß des SEBS spiegelt sich auch in den Ergebnissen der Torsionsschwingungsanalyse wider. Die Übergangstemperaturen der einzelnen Komponenten ändern sich durch die Zugabe des SEBS:

- Die Temperatur $T_\gamma(\text{LLDPE})$ der γ -Relaxation der LLDPE-Komponente nimmt in dem Blend iPP/LLDPE/SEBS, abhängig vom SEBS-Typ, mit zunehmendem SEBS Gehalt ab. Für das Blend iPP/HDPE/SEBS nimmt T_γ erst bei hohem SEBS-Gehalt ab.
- Die Glasübergangstemperatur der iPP-Phase $T_g(\text{iPP})$ nimmt durch Zugabe von SEBS in den Blends iPP/PE/SEBS zu, abhängig sowohl vom PE- wie auch SEBS-Typ.
- Die Glasübergangstemperaturen des f-SEBS liegen gegenüber den Glasübergangstemperaturen des nf-SEBS bei höheren Werten.

Die Zugabe von SEBS führt in den Blends iPP/PE/SEBS zu einer Abnahme des Volumen-Kristallanteils X_c abhängig vom SEBS-Gehalt, jedoch unabhängig vom SEBS- und PE-Typ.

Die Lamellenclusterstruktur der iPP-Matrix in den Blends iPP/PE/SEBS bleibt durch die Zugabe von SEBS unverändert. Es verändern sich jedoch in komplexer Weise die Lamellendicke und die interlamellaren Abstände:

- Die Zugabe von SEBS im Blend iPP/LLDPE/SEBS führt zu einer Verschiebung der interlamellaren Abstände und Lamellendicken zu höheren Werten. Bei mittlerem und hohem SEBS-Gehalt läßt sich nur noch eine breite bimodale Verteilung auflösen.
- Im Blend iPP/HDPE/SEBS führt die Zugabe von SEBS zu einer Änderung der interlamellaren Abstände und Lamellendicken, abhängig von der jeweiligen Clustergruppe. Unabhängig vom SEBS-Gehalt kann eine trimodale Clusterverteilung aufgelöst werden.
- Der lineare Kristall-Anteil X_l bleibt, unabhängig von PE- oder SEBS-Typ, im Mittel unverändert.

Die Gefügestruktur der iPP-Matrix, charakterisiert durch den mittleren Radius r der iPP-Sphärolithe und dem mittleren Durchmesser der PE-Einschlüsse D , wird durch die Zugabe von SEBS, abhängig vom PE-Typ, unterschiedlich beeinflusst:

- Die Zugabe von f-SEBS zum Blend iPP/LLDPE/SEBS hat bis auf 5 Gew.-% f-SEBS keinen Einfluß auf den Sphärolitenradius r , die Zugabe von nf-SEBS führt jedoch zu einer Abnahme von r .
- Im Blend iPP/HDPE/SEBS führt die Zugabe von SEBS, unabhängig vom SEBS-Typ, zu einer Abnahme des mittleren Sphärolitenradius.
- Der Einfluß des SEBS auf die mittlere Domänengröße D der PE-Einschlüsse ist sehr gering und abhängig vom SEBS-Typ. Die Werte für D bei Zugabe von f-SEBS liegen im Mittel oberhalb der Werte bei Zugabe von nf-SEBS.

5.4 Vergleich der Ergebnisse

Ein Vergleich der Ergebnisse der Untersuchungen der ternären Blends iPP/PE/SEBS mit denen der binären Blends iPP/SEBS und denen der Ausgangssysteme iPP und iPP/PE zeigt, daß das SEBS einen komplexen Einfluß

auf die Kristallisationskinetik und die Strukturausbildung der iPP-Matrix hat, sowohl abhängig vom SEBS- wie auch PE-Typ.

Das SEBS beeinflusst die isotherme Kristallisationskinetik der iPP-Matrix der iPP/SEBS und iPP/PE/SEBS-Blends:

- Die Keimbildungshalbwertzeit ändert sich durch Zugabe von SEBS in den binären wie den ternären Blends mit denselben Tendenzen. Bei Zugabe von f-SEBS nimmt t_n im Mittel zu, die Zugabe von nf-SEBS führt zu einer Abnahme von t_n .
- Durch die Zugabe von PE, unabhängig vom PE-Typ, wird die Keimdichte der iPP-Matrix in den Ausgangssystemen deutlich vermindert. Abhängig vom SEBS-Typ zeigen sich dann für die binären und ternären Blends bei Zugabe von SEBS verschiedene Tendenzen. Die Zugabe von nf-SEBS führt bei niedrigen Kristallisationstemperaturen und bei hohem nf-SEBS-Gehalt in den binären und ternären Blends zu höheren Keimdichten.
- Der Verlauf der Wachstumsrate G der iPP-Sphärolithe weist für die binären und ternären Blends eine unterschiedliche Abhängigkeit als Funktion des SEBS-Gehalts und -Typs auf. Die Wachstumsrate G in den binären Blends iPP/SEBS liegt bei Zugabe von f-SEBS leicht unterhalb der Werte bei Zugabe von nf-SEBS. Auch zeigt sich bei niedrigen Kristallisationstemperaturen für beide SEBS-Typen eine Abnahme der G -Werte und für mittlere Temperaturen ein konzentrationsabhängiger Verlauf. In den ternären Blends ist das Verhalten von G abhängig vom SEBS- und PE-Typ.

Auf das Schmelz- und Kristallisationsverhalten der iPP-Matrix hat die Zugabe des SEBS in den binären und ternären Blends einen unterschiedlichen Einfluß:

- Die Schmelztemperatur T_p^M wird in den binären Blends bei Zugabe von f-SEBS niedriger, bei Zugabe von nf-SEBS ist ein leichtes Ansteigen der T_p^M -Werte zu beobachten. In den ternären Blends führt die Zugabe von SEBS in dem Blend iPP/LLDPE/SEBS für f-SEBS zu einer Verringerung der T_p^M -Werte, bei Zugabe von nf-SEBS ist die Abnahme nur sehr gering. In dem Blend iPP/HDPE/SEBS bleibt T_p^M nahezu konstant.
- Die Zugabe von nf-SEBS führt in den binären und den ternären Blends zu einer Erhöhung der Peaktemperatur der Kristallisation T_p . Die Zugabe von f-SEBS führt zu einer Abnahme der T_p -Werte. Ausnahme ist das Blend iPP/HDPE/SEBS, bei Zugabe von f-SEBS ist eine leichte Verschiebung der T_p -Werte zu höheren Temperaturen zu beobachten.

Die Ergebnisse der Torsionsschwingungsanalyse weisen ebenfalls auf eine komplexe Wechselwirkung zwischen iPP, PE und SEBS hin:

- Die Werte der Glasübergangstemperatur $T_g(\text{SEBS})$ der SEBS-Komponente in den binären Blends liegen unterhalb der Werte der Glasübergangstemperatur des SEBS in den ternären Blends. Sowohl in den ternären als auch in den binären Blends besitzt f-SEBS gegenüber nf-SEBS eine höhere Glasübergangstemperatur.
- Die Glasübergangstemperatur der iPP-Phase bleibt in den binären Blends nahezu unverändert, zeigt aber in den ternären Blends eine vom PE-Typ abhängige Zunahme mit steigendem SEBS-Gehalt.

Die Röntgenweitwinkelmessungen liefern sowohl für die binären wie die ternären Blends die gleiche Tendenz für den Volumen-Kristallanteil X_c :

- Mit steigendem SEBS-Gehalt nimmt X_c der binären Blends, unabhängig vom SEBS-Typ und für die ternären Blends sowohl vom SEBS- als auch vom PE-Typ mit steigendem SEBS-Gehalt monoton ab.

Trotz Zugabe des SEBS bleibt die Lamellencluster-Struktur der iPP-Matrix erhalten. Es zeigen sich jedoch, abhängig vom SEBS- sowie PE-Typ, kleine Änderungen bei den Lamellendicken und interlamellaren Abständen:

- In den binären Blends kann, unabhängig vom SEBS-Typ, eine trimodale Lamellencluster-Struktur aufgelöst werden.
- Für die ternären Blends zeigt sich eine Abhängigkeit der Lamellendicken und der interlamellaren Abstände vom SEBS- und PE-Typ. Für die Blends iPP/LLDPE/SEBS kann für mittlere und hohe SEBS-Gehalte nur eine bimodale Verteilung der Lamellenclusterstruktur aufgelöst werden. Bei Zugabe von SEBS zum Blend iPP/HDPE/SEBS läßt sich die trimodale Lamellenclusterstruktur, unabhängig vom SEBS-Gehalt, auflösen.
- Der lineare Kristall-Anteil X_l der iPP-Matrix bleibt sowohl in den binären als auch den ternären Blends, unabhängig von SEBS- oder PE-Typ, nahezu unverändert.

Es zeigen sich bei Zugabe von SEBS für die binären und ternären Blends unterschiedliche Tendenzen in den Gefügestrukturparametern.

- Bei Zugabe von SEBS bleibt der mittlere Sphärolithenradius r der iPP-Matrix in den binären Blends, unabhängig von SEBS-Typ und -Gehalt, konstant.
- In den ternären Blends ändert sich der Sphärolithenradius r in Abhängigkeit vom SEBS- und PE-Typ. Die Zugabe von nf-SEBS führt im Gegensatz zur Zugabe von f-SEBS in den Blends iPP/LLDPE/SEBS zu einer Abnahme von r . Für das Blend iPP/HDPE/SEBS ist die Abnahme unabhängig vom SEBS-Typ.
- Die mittlere Domänengröße D der PE-Einschlüsse bleibt nahezu unverändert. Jedoch liegen die D -Werte bei Zugabe von nf-SEBS immer unterhalb der D -Werte bei Zugabe von f-SEBS.