

6 Zusammenfassung

Die umfassende Zähigkeitsbewertung von PE-HD-Werkstoffen auf der Grundlage von bruchmechanischen Konzepten bei schlagartiger Beanspruchung im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch war Ziel der vorliegenden Dissertation. Einen ersten Ansatzpunkt dafür lieferte das unterschiedliche Zähigkeitsverhalten von PE-HD-Werkstoffen in Abhängigkeit von der Dichte und dem Molekulargewicht. Einen zweiten Ansatzpunkt stellte das ungeklärte Rissinitiierungs- und Rissausbreitungsverhalten von teilkristallinen Kunststoffen vor allem in Abhängigkeit von der Kristallinität dar. Im Vordergrund standen dabei die Korrelationen zwischen der Struktur und den Zähigkeitseigenschaften bei instabiler und stabiler Rissausbreitung und die Bestimmung der Rissinitiierungs- und Risswachstumsmechanismen in den PE-HD-Werkstoffen.

Für die bruchmechanischen Experimente wurden die PE-HD-Werkstoffe mit dem Ziel ausgewählt, einerseits eine gleiche mittlere Molmasse von 220 kg/mol bei unterschiedlichen Dichten von 934 bis 970 kg/m³ (d.h. unterschiedlichen Kristallinitäten) und andererseits bei annähernd gleicher Dichte von etwa 950 kg/m³ eine unterschiedliche mittlere Molmasse von 90 bis 550 kg/mol zu realisieren. Diese Untersuchungen dienten zur differenzierten Aufklärung der Einflüsse von Molekulargewicht, Kristallinität und strukturellen Größen im Nanometerbereich auf das Zähigkeitsverhalten von PE-HD-Werkstoffen.

Die Werkstoffe wurden nach DIN 16770 (Verfahren B) in einer Laborpresse zu Platten mit einer Dicke von 4 mm verpresst und bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 15 K/min bis auf Raumtemperatur abgekühlt. Um den Kristallinitätsbereich zu erweitern wurden die PE-HD-Werkstoffe mit gleichem Molekulargewicht von 220 kg/mol zusätzlich bei unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten von 1 K/min und 55 K/min abgekühlt.

Zur Charakterisierung des Werkstoffzustandes und der Morphologie wurden umfangreiche Strukturuntersuchungen zur Bestimmung der Kristallinität und zur lamellaren Struktur durchgeführt. Der aus den DSC-Messungen ermittelte Kristallisationsgrad liegt dabei für die PE-HD-Werkstoffe mit gleichem Molekulargewicht von 220 kg/mol in einem Bereich von etwa 53 bis 85 %. Mit Röntgenkleinwinkelstreuungsuntersuchungen wurde die Langperiode bestimmt, die sich für die PE-HD-Werkstoffe mit gleichem Molekulargewicht von 220 kg/mol in einem Bereich von 20 bis 35 nm befindet. Der Bereich der Lamellendicken reicht von 7,0 bis 12,7 nm, wie anhand von transmissionselektronenmikroskopischen Aufnahmen ermittelt wurde.

Zur quantitativen Strukturcharakterisierung wurden weiterhin Berechnungen der Lamellendicke aus den mit DSC bestimmten Schmelztemperaturen, der Langperiode und der Dicke der

amorphen Bereiche sowie der Anzahl an Tie-Molekülen der PE-HD-Werkstoffe herangezogen. Die aus der Schmelztemperatur berechnete Lamellendicke liegt für die PE-HD-Werkstoffe mit gleichem Molekulargewicht von 220 kg/mol in einem Bereich von 10,5 bis 22,6 nm. Die daraus bei Berücksichtigung des ermittelten Kristallisationsgrades bestimmte Dicke der amorphen Bereiche reicht von 3,9 bis 10,2 nm, während die berechnete Langperiode in einem Wertebereich von 19,3 bis 26,5 nm liegt. Basierend auf einem Modell von Strebel [59] wurde eine Tie-Molekül-Dichte an verschlauten Tie-Molekülen, die pro Polymerkette gebildet werden können, im Bereich von 0,16 bis 1,22 errechnet.

Auf der Grundlage von bruchmechanischen Untersuchungen bei schlagartiger Beanspruchung erfolgte die Charakterisierung des Zähigkeitsverhaltens bei instabiler Rissausbreitung und bei stabiler Rissausbreitung. Die methodische Basis stellte dabei der instrumentierte Kerbschlagbiegeversuch dar. Die Untersuchungen zum Zähigkeitsverhalten bei instabiler Rissausbreitung wurden an einem Pendelschlagwerk mit einem maximalen Arbeitsinhalt von 4 J bei einer Prüfgeschwindigkeit von 1,5 m/s durchgeführt. Es wurden 3PB-Prüfkörper mit den Abmessungen $4 \times 10 \times 80 \text{ mm}^3$ und einem eingebrachten Rasierklingenkerb von 2 mm Länge geprüft. Für eine durchgängige Untersuchung aller ausgewählten PE-HD-Werkstoffe zum Zähigkeitsverhalten bei instabiler Rissausbreitung ,d.h. Bruch, stellte sich die Verwendung von Seitenkerben als empfehlenswert heraus.

Für die Charakterisierung des Zähigkeitsverhaltens bei stabiler Rissausbreitung wurden Risswiderstandskurven an den PE-HD-Werkstoffen ermittelt. Zur Bestimmung der Risswiderstandskurven wurde eine modifizierte Variante des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuches - die Stopp-Block-Methode - angewendet. Die Prüfungen wurden ebenfalls bei einer Prüfgeschwindigkeit von 1,5 m/s an 3PB-Prüfkörpern ohne Seitenkerben in Mehrprobentechnik durchgeführt. Die Kerblänge betrug dabei 4,5 mm. Die Auswertung der Risswiderstandskurven erfolgte nach einem Auswerteformalismus, der in Anlehnung an das ESIS TC4 Testprotokoll „A Testing Protocol for Conducting *J*-Crack Growth Resistance Curve Tests on Plastics“ erstellt wurde.

Zur Beurteilung des Zähigkeitsverhaltens wurden auf Grund des zähen Werkstoffverhaltens der PE-HD-Werkstoffe für beide Prüfmethoden vor allem die Konzepte der Fließbruchmechanik (J-Integral- und COD-Konzept) verwendet.

Prinzipiell kann man dabei in bruchmechanische Kennwerte als Risswiderstand gegenüber instabiler und stabiler Risseinleitung und bruchmechanische Kennwerte als Risswiderstand gegenüber stabiler Rissausbreitung unterscheiden. Eine weitere bruchmechanische Kenngröße - das Produkt aus Belastungsparameter J-Integral bzw. Rissöffnungsverschiebung und Risswiderstand

gegenüber stabiler Rissausbreitung (Tearing-Modul) - beschreibt das Energie- bzw. Verformungsdissipationsvermögen des Werkstoffes.

Durch die Bestimmung von strukturellen Größen im Nanometerbereich konnte der Einfluss der Auswahlparameter Molekulargewicht und Kristallinität auf die Strukturausbildung quantifiziert werden. Die ermittelte Langperiode, Lamellendicke und Dicke der amorphen Bereiche werden von Änderungen im untersuchten Molekulargewichtsbereich bei etwa gleicher Dichte nicht beeinflusst. Die berechnete Anzahl an Tie-Molekülen nimmt auf Grund der zunehmenden Kettenlänge mit steigendem Molekulargewicht zu. In Abhängigkeit von der Kristallinität steigen die ermittelte Langperiode und Lamellendicke unabhängig vom Molekulargewicht an, während die ermittelte Dicke der amorphen Bereich geringfügig absinkt. Eine deutliche Abnahme der Anzahl an Tie-Molekülen zeichnet sich mit zunehmender Kristallinität bzw. Langperiode bei konstantem Molekulargewicht ab. Der kritische Abstand zwischen den Lamellenblöcken erhöht sich mit steigender Kristallinität bzw. Langperiode, wodurch die Wahrscheinlichkeit zur Bildung von Tie-Molekülen sinkt.

Im Ergebnis der bruchmechanischen Untersuchungen wurde festgestellt, dass das Molekulargewicht und die Tie-Molekül-Dichte einen entscheidenden Einfluss auf das Zähigkeitsverhalten bei instabiler Rissausbreitung ausüben. Es liegt in Abhängigkeit vom Molekulargewicht energiedeterminiertes Zähigkeitsverhalten vor. Die Duktilität und der Anteil an dissipierter Energie erhöhen sich mit zunehmendem Molekulargewicht.

Bei einem Molekulargewicht von 90 kg/mol liegt linear-elastisches Werkstoffverhalten und ein geringer Widerstand gegenüber instabiler Rissausbreitung bei schlagartiger Beanspruchung vor. Bei diesem Molekulargewicht reicht die Verankerung der Moleküle durch Tie-Moleküle und die Molekülkettenlänge nicht aus, um die Entschlaufungsrate zu erniedrigen. Dieser Werkstoff weist die geringste Anzahl an Tie-Molekülen auf. Bei schlagartiger Beanspruchung im Kerbschlagbiegeversuch tritt dadurch instabiles Risswachstum auf, bei dem nur wenig Energie dissipiert werden kann. Dies kann auch daraus geschlossen werden, dass nur wenig Fibrillierung vor der Risspitze erfolgt.

Bei größeren Gewichtsmitteln der Molmasse ab etwa 360 kg/mol wird die Entschlaufungsrate durch längere Ketten und höhere Anzahl der Tie-Moleküle wesentlich vermindert. Dadurch wird der Risswiderstand gegenüber instabiler Rissausbreitung erhöht. Der Anteil des Scherfließens an

der Rissaufweitung der Risspitze nimmt zu. Der Anteil des Crazing an der Rissaufweitung der Risspitze wird verringert, während die Länge der plastischen Zone und damit die Crazelänge mit ansteigendem Molekulargewicht größer wird.

Im Bereich mittlerer Molmassen von etwa 220 kg/mol haben die Strukturparameter der übermolekularen Ebene wie Kristallinität und kristalline Strukturausbildung gerade im Bezug auf die Optimierung der Zähigkeitseigenschaften für die ablaufenden Rissprozesse eine Bedeutung. Im Kristallinitätsbereich ist das Zähigkeitsverhalten verformungsdeterminiert. Da die Verformungsbehinderung mit steigender Kristallinität zunimmt, sinkt die Zähigkeit bei instabiler Rissausbreitung ab, ausgedrückt durch den J-Integral-Wert. Mit zunehmender Kristallinität liegt eine geringe Deformierbarkeit des teilkristallinen Phasensystems durch eine geringe Dicke der amorphen Bereiche vor. Die Homogenität der kristallinen Strukturausbildung nimmt mit steigender Kristallinität ebenfalls zu, dies bedeutet eine hohe Festigkeit der Kristallite. Der Anteil an dissipierter Energie steigt somit auf Grund großer Rissverzögerungsenergie ab einer Kristallinität von 80 % wieder an.

Die technischen Rissinitiierungswerte als Risswiderstand gegenüber stabiler Rissinitiierung werden von strukturellen Veränderungen nur geringfügig beeinflusst, was auf die problematische Bestimmung des tatsächlichen Rissinitiierungspunktes an Risswiderstandskurven zurückgeführt werden kann. Einen Einfluss auf die technischen J-Integral-Rissinitiierungswerte über den gesamten Wertebereich kann nur für die Dicke der amorphen Bereiche festgestellt werden. Mit zunehmender Dicke der amorphen Bereiche tritt verstärkt Lochwachstum auf und es kann bei der Rissinitiierung mehr Energie dissipiert werden.

Der Risswiderstand gegenüber stabiler Rissausbreitung und das Energieaufnahme- bzw. Verformungsaufnahmevermögen werden erst ab einem Molekulargewicht von etwa 360 kg/mol und einer Tie-Molekül-Dichte von etwa 1,0 erhöht. Im Bereich von 0,4 bis 1,0 Tie-Molekülen pro Molekülkette kommt die Entschlaufungsbehinderung als Zähigkeitsmechanismus nicht zum Tragen. Bei niedrigen Tie-Molekül-Dichten zeigt sich dagegen ein großer Risswiderstand gegenüber stabiler Rissausbreitung für den Belastungsparameter Rissöffnungsverschiebung, der mit dem Einfluss einer größeren Langperiode bzw. Kristallinität in diesem Bereich erklärt werden kann.

Bei einer Kristallinität von etwa 85 % tritt dominant stabiles Risswachstum mit hoher Festigkeit auf, was in einem höheren Risswiderstand gegenüber stabiler Rissausbreitung resultiert. Der Risswiderstand gegenüber stabiler Rissinitiierung ist dagegen geringer als bei niedriger

Kristallinität von 80 %. Der Einfluss der Rissverzögerung auf das Zähigkeitsverhalten wird durch das Ansteigen der Duktilität mit zunehmender Kristallinität bis hin zum dominant stabilen Risswachstum deutlich. Bei stabilem Risswachstum spielt die Festigkeit der Kristallite eine bedeutende Rolle für den Risswiderstand gegenüber stabiler Rissausbreitung. Die Festigkeit der Fibrillen bei größeren stabilen Rissverlängerungen erhöht sich mit ansteigender Kristallinität und führt zur Zähigkeitssteigerung bei stabiler Rissausbreitung.

Dies spiegelt sich auch in der Erhöhung des Risswiderstandes gegenüber stabiler Rissausbreitung für den Belastungsparameter Rissöffnungsverschiebung mit zunehmender Langperiode wider. Das Verformungsaufnahmevermögen wird dagegen nicht von der Langperiode beeinflusst. Der Einfluss der Langperiode drückt sich auch in der erwähnten Erhöhung des Risswiderstandes gegenüber stabiler Rissausbreitung bei geringer Tie-Molekül-Dichte aus, da bei großer Langperiode die Wahrscheinlichkeit zur Bildung von Tie-Molekülen geringer ist.

Durch die mikrofraktografischen Untersuchungen zu den Rissinitiierungs- und Rissausbreitungsprozessen kann der Rissprozess von PE-HD-Werkstoffen beschrieben werden.

Zunächst erfolgt eine Rissabstumpfung, die mit einer Translation der Rissfront einhergeht. Lochwachstum tritt nachfolgend in endlicher Entfernung vor der Rissspitze auf. Dann finden die Fibrillierung des Bereiches vor der Rissspitze zu einem Makrocraze und weiteres Lochwachstum statt. Bei hohem Molekulargewicht tritt zusätzlich verstärkt Scherfließen des Materials an den Grenzen des Crazes auf, das die Ausmaße der Crazedicke auch überschreiten kann. Die Rissinitiierung erfolgt durch Fibrillenbruch und der Riss bewegt sich als geschlossene Rissfront in das Crazegebiet hinein. Das stabile Risswachstum wird von dem Verstrecken der Fibrillen im Craze und der weiteren Rissaufweitung an der Rissspitze bestimmt. Je nach innewohnender Festigkeit der Fibrillen, die stark von der Kristallinität und der Langperiode geprägt wird, und der Crazelänge, die stark vom Molekulargewicht beeinflusst wird, führt das Reißen der Fibrillen zu unterschiedlicher stabiler Rissverlängerung. Das Versagen der Fibrillen und eine kritische Rissöffnung an der Rissspitze führen zum instabilen Risswachstum durch den Bereich vor der Rissspitze.

Die PE-HD-Werkstoffe mit geringerer Kristallinität und geringem Molekulargewicht weisen mehr Anteile an Crazing auf der Bruchfläche auf, während die PE-HD-Werkstoffe mit hoher Kristallinität (bei etwa 85 %) und mit hohem Molekulargewicht (ab etwa 500 kg/mol) größere Anteile an Scherfließen erkennen lassen, was sich in einer verstärkten Weißfärbung und Zipfelbildung der Bruchfläche im stabilen Rissverlängerungsgebiet zeigt.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass sich das Zähigkeitsverhalten von teilkristallinen Kunststoffen in Hinblick auf den differenzierten Einfluss von Strukturparametern mit Hilfe von bruchmechanischen Konzepten beurteilen lässt. Des Weiteren können Korrelationen von Struktur und Zähigkeitseigenschaften sowie den Rissinitiierungs- und Rissausbreitungsmechanismen hergestellt werden. Auf Grund des zähen Werkstoffverhaltens der PE-HD-Werkstoffe mit stabilem Risswachstum ist neben der Betrachtung des Risswiderstandes bei instabiler Rissausbreitung die Beurteilung des Risswiderstandes bei stabiler Rissausbreitung als umfassende Charakterisierungsmöglichkeit des langsamen Risswachstums und der auftretenden Rissausbreitungsprozesse von besonderem Interesse.

Die Struktur des teilkristallinen Polymers beeinflusst wesentlich stärker das stabile Rissausbreitungsverhalten und weniger das stabile Rissinitiierungsverhalten. Der Tearing-Modul für den Belastungsparameter Rissöffnungsverschiebung als Kenngröße des Risswiderstandes gegenüber stabiler Rissausbreitung erweist sich dabei, als besonders geeignet zur Beschreibung des Zähigkeitsverhaltens in Abhängigkeit von der Kristallinität. Zur konsequenten Optimierung der Zähigkeitseigenschaften von PE-HD-Werkstoffen ist in Hinblick auf Verarbeitbarkeit und Werkstoffeffizienz die kombinierte Berücksichtigung des Einflusses von Molekulargewicht und des Einflusses der Kristallinität auf das Zähigkeitsverhalten vor allem bei stabiler Rissausbreitung erforderlich.

Für die weitere Aufklärung des Zähigkeitsverhaltens bei hoher Kristallinität sind konkrete Untersuchungen der ablaufenden Rissprozesse von Interesse. Dabei sollte das Augenmerk auf der Fibrillierung und ihre Beeinflussung durch Strukturgrößen im Nanometerbereich gelegt werden. Mit Hilfe einer Biegeeinrichtung können dazu an Miniaturprüfkörpern In-situ-Prüfungen unter statischer Beanspruchung durchgeführt werden, bei denen eine gleichzeitige Beobachtung und Quantifizierung der Rissprozesse in einem Stereomikroskop möglich ist. Dabei ist für die Korrelation mit den Ergebnissen bei schlagartiger Beanspruchung die enorme Geschwindigkeitsabhängigkeit der ablaufenden Rissprozesse in PE-HD-Werkstoffen zu berücksichtigen.

Summary

The aim of this dissertation was the extensive toughness behaviour estimation of high-density polyethylene based on the determination of geometry-independent fracture mechanics values at impact load. High-density polyethylene shows a variable material behaviour in dependence on molecular weight and density. Because of a high crack propagation energy and a stable crack growth a great Charpy impact strength appears at a high crystallinity (i.e. density), as it is well-known for high-density polyethylene with a high molecular weight. Therefore, the influence of molecular weight, crystallinity, and lamellar structure on the toughness behaviour of high-density polyethylene were studied.

An issue not yet completely resolved is the crack initiation and the crack propagation of semi-crystalline polymers. A deciding improvement can be expected when structural aspects are included in the examination of micromechanical processes and the determination of correlation between morphology and toughness is performed. Based on the microscopic analysis of the fracture surfaces at unstable and stable crack growth, conclusions were drawn about the mechanism of crack initiation and crack propagation in high-density polyethylene.

For the fracture mechanics tests high-density polyethylenes were selected to achieve on the one hand an equal molecular weight of 220 kg/mol and different densities from 934 to 969 kg/m³ (i.e. different crystallinities) and on the other hand a nearly equal density of about 950 kg/m³ and different molecular weights from 90 to 550 kg/mol. The polymers were compression moulded into 4 mm thick plates and processed at a cooling rate of 15 K/min. In addition, the materials with the equal molecular weight of 220 kg/mol were processed at different cooling rates of 1 and 55 K/min to extend the measuring range of crystallinity.

Various methods were applied to determine the crystallinity, the morphology, and the dimensions of lamellar structure. The crystallinity was ascertained by DSC, WAXS and density measurements. These results were supported by calculations on the lamellar thickness, the long period, the amorphous thickness and the number of tie molecules. Based on a model from Strebel [59] a decisive tie molecule density were calculated describing the number of entangled tie molecules formed per polymer chain.

An instrumented Charpy impact tester with 4 J work capacity was used for the measurements and load-deflection diagrams were registered at a testing velocity of 1.5 m/s.

For the determination of toughness behaviour at unstable crack growth single edge notched bend

specimens with a crack length of 2 mm were tested. Additionally, single edge notched bend specimens with sidegrooves were investigated. Sidegrooves had a root radius of 0.25 mm and an included angle of 45°. The total reduction in thickness was 20% of the specimen thickness. It was shown that the use of sidegrooves is recommendable for the continuous characterization of toughness behaviour of all researched high-density polyethylenes.

Furthermore, crack resistance curves were established in order to characterize the toughness behaviour of the polyethylenes at stable crack growth. For the determination of the crack resistance curves the stop-block-method was used, based on the instrumented Charpy impact test. The tests were also performed at a testing velocity of 1.5 m/s, and single edge notched bend specimens without sidegrooves were tested. The crack length was 4.5 mm. The analysis of the crack resistance curves occurred following the ESIS TC4 testing protocol “A Testing Protocol for Conducting *J*-Crack Growth Resistance Curve Tests on Plastics”.

Considering the elastic-plastic material behaviour of high-density polyethylene the concepts of EPFM (i.e. the *J*-integral and the crack opening displacement concept) were used for the assessment of both testing methods. Different fracture mechanics methods were applied to determine geometry-independent fracture mechanics values for resistance against unstable and stable crack initiation and for resistance against stable crack growth. Another fracture mechanics value — the product of the load parameter *J*-integral or crack opening displacement, respectively, and the resistance against stable crack growth (tearing modulus) — characterizes the energy absorption capacity or the deformation absorption capacity, respectively, of the material.

The influence of the range parameters, molecular weight and crystallinity, on the structure was quantified by determining the structural values in the range of nanometers. The ascertained long period, lamellar thickness and amorphous thickness were not influenced by changes in the measuring range of molecular weight, when a nearly equal density was assumed. The calculated number of tie molecules increased with the molecular weight as a result of the rising chain length. Depending on the determined crystallinity the long period and the lamellar thickness increased independently of the molecular weight, whereas the amorphous thickness decreased slightly with rising crystallinity. The number of tie molecules decreased clearly with rising crystallinity and long period, respectively, because the critical distance between the lamellar blocks increased with rising crystallinity and long period, respectively.

The toughness behaviour of semi-crystalline polymers can be described by geometry-independent fracture mechanics values. Furthermore, using fracture mechanics investigations, a correlation

between the structure and the toughness properties, as well as the mechanisms of crack initiation and crack propagation is possible. From the fracture mechanics examinations of the polyethylenes, it is concluded that the molecular weight and the number of tie molecules have an important influence on the toughness behaviour at unstable crack growth. At higher molecular weight of approximately 360 kg/mol the disentanglement rate is reduced essentially by longer polymer chains and a greater number of tie molecules. Caused by this effect the resistance against unstable crack growth increases. On the other hand in the range of middle molecular weight of approximately 220 kg/mol the crystallinity and the dimensions of the crystalline structure influence the crack processes as far as the optimization of the toughness properties is concerned. Prevention of deformation increases with rising crystallinity. Consequently the toughness decreases as described by the fracture mechanics value J-integral when the crystallinity is raised. The smaller amorphous thickness indicates a lower deformability of the semi-crystalline phase system at unstable crack growth. However, the strength of crystals rises with the homogeneity of crystalline structure which increases with increasing crystallinity. So, the dissipated energy increases again of a crystallinity of approximately 80% as a result of great crack propagation energy.

Besides the characterization of the crack resistance against unstable crack growth the consideration of the crack resistance against stable crack growth is of particular interest to distinguish the running stable crack propagation process in high-density polyethylene. The technical crack initiation values for resistance against stable crack initiation were not influenced by structural changes, this can be caused by the problematic predefinition of the actual crack initiation point from the crack resistance curves. The J-tearing modulus and the energy absorption capacity and deformation absorption capacity, respectively, are increased for a molecular weight greater than approximately 360 kg/mol, and a tie molecule density exceeding a value of approximately 1.0. Stable crack growth with a high strength appears at a crystallinity of approximately 85% resulting in a high resistance against stable crack growth (tearing modulus). At stable crack growth the strength of crystals plays an important role for the resistance against stable crack propagation. The strength of the fibrils increases with rising crystallinity, this leads to an enhanced toughness at stable crack growth. From the performed examinations, it follows that the tearing modulus is suitable for the characterization of toughness behaviour at stable crack growth, especially depending on the crystallinity.

The fracture surfaces were investigated using a scanning electron microscope to find conclusions for a morphology-toughness correlation and to characterize the processes of crack initiation and propagation. Considering these examinations, the crack process in high-density polyethylene can

be described. First of all, the crack process appears over blunting, void forming, void growth and forming of fibrils. An important conclusion is that the crack front moved forward during the blunting process. Also, depending on the material, for example at higher molecular weight, shear deformation appears at the boundary to the craze zone. Thereby, the amount of shear deformation can exceed the craze thickness.

Furthermore, the crack initiation is characterized by failure of fibrils. The stable crack growth is influenced by the crack opening at the crack tip and the stretching of the fibrils. Depending on the intrinsic strength of the fibrils, which is determined by crystallinity, and the craze length, which is influenced by the molecular weight, the failure of the fibrils characterizes a different stable crack growth. Finally, a critical crack tip opening and a specific amount of failure of the fibrils implicate the unstable crack growth.

In conclusion, it can be summarized that for a consequential optimization of the toughness properties regarding the processability and material selection it is necessary to consider the influence of molecular weight and apart from that the influence of crystallinity on the toughness behaviour. Based on the tough material behaviour of the high-density polyethylene, that results in stable crack growth, the estimation of the resistance against stable crack growth is of a great importance beside the consideration of the resistance against unstable crack growth. Furthermore, the structure of the semi-crystalline polymer has a greater influence on the crack propagation behaviour than on the crack initiation behaviour.