

eingereicht/handed in: 26.05.2017
angenommen/accepted: 28.11.2017

Dipl.-Ing. Philipp Bruckbauer¹, Dr.-Ing. Uwe Beier², Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler¹
¹Lehrstuhl für Carbon Composites, Technische Universität München
²Airbus Helicopters Deutschland GmbH, Donauwörth

Polyetherimid-Epoxidharz Interphasen zur Anbindung von Funktionsschichten auf Faserverbundwerkstoffen

In diesem Beitrag werden Interphasen zwischen PEI und einem kommerziellen Epoxidharzsystem für Luftfahrtanwendungen untersucht. Kern der Studie ist die Analyse der Interphasenentstehung und -struktur in Abhängigkeit von verschiedenen Härtingszyklen. Des Weiteren wird die strukturelle Integrität der Interphase anhand der interlaminaeren Energiefreisetzungsrates in Mode I und II sowie durch Nanoindentationsmessungen charakterisiert. Es konnte gezeigt werden, dass sowohl die Struktur als auch die mechanischen Eigenschaften der Interphase stark vom Härtingszyklus des Epoxidharzsystems abhängen. Die hohe Plastizität der thermoplastreichen Interphase führt bereits bei geringen Heizraten zu einem hohen Eigenschaftsniveau des Verbundes.

PEI-epoxy thermoset interphases to bond functional surface layers on fiber-reinforced composites

In this paper, interphases between PEI and a commercial epoxy resin for aerospace applications are investigated. The core of the study is the analysis of the interphase formation and structure as a function of different curing cycles. Furthermore, the structural integrity of the interphase is characterized by the interlaminar energy release rate in mode I and II as well as by nanoindentation measurements. It was shown that both the structure and the mechanical properties of the interphase strongly depend on the curing cycle of the epoxy resin system. The high plasticity of the thermoplastic-rich interphase leads to a high property level of the composite already at low heating rates.

Polyetherimid-Epoxidharz Interphasen zur Anbindung von Funktionsschichten auf Faserverbundwerkstoffen

P. Bruckbauer, U. Beier, K. Drechsler

1 EINLEITUNG

Vor dem Hintergrund der Ressourceneffizienz haben Faserverbundwerkstoffe (FVW) aufgrund ihres geringen Gewichts bei gleichzeitig hoher Festigkeit vornehmlich in der Luft- und Raumfahrt und jüngst auch in größeren Serien in der Automobilindustrie, wie z.B. dem BMW i3, große Bedeutung erlangt. Das mit diesem Material verbundene Leichtbaupotenzial eröffnet, über die Lebensdauer einer Struktur hinweg betrachtet, signifikante Kosteneinsparungen und Emissionsminderungen [1]. Dennoch begrenzen oft die hohen Kosten für Material und Fertigung von FVW Komponenten deren breiten Einsatz.

Ein neuer Ansatz, Funktionen in den Faserverbundwerkstoff durch thermoplastische Schichten zu integrieren, bietet ein hohes Potential für kosteneffiziente und gewichtsoptimierte Faserverbundwerkstoffstrukturen. Manche Thermoplastfolien lassen sich in ausgewählten Epoxidharzsystemen anlösen und können somit während des Härtingszyklus an einen epoxidharzbasierten Faserverbundwerkstoff angebonden werden. Dieses Phänomen wird genutzt, um die Folie als Funktionsträger auf die Oberfläche eines Faserverbundwerkstoffs zu applizieren und damit das Eigenschaftsprofil eines Bauteils zu erweitern. So können Thermoplastfolien direkt in bestehende Prozessketten für Liquid Composite Molding (LCM)-Verfahren oder in die Prepreg-Technologie integriert werden. Die Funktionsschicht wird auf eine trockene Preform oder auch ein Prepreg aufgelegt und anschließend während der Imprägnierung und Aushärtung mit dem Bauteil verbunden. Dabei kann die Thermoplastfolie bei geeigneter Materialauswahl zur Oberflächenmodifikation dienen und dem Bauteil beispielsweise eine Chemikalienbeständigkeit oder UV-Beständigkeit verleihen. Des Weiteren ist es möglich, eine Thermoplastfolie als Träger z.B. für Schaltkreise oder Sensorik zu verwenden. Darüber hinaus ergeben sich durch die thermoplastischen Eigenschaften der Folie neue Möglichkeiten zum Fügen von duroplastischen Faserverbundstrukturen, da thermoplastisch modifizierte Oberflächen nochmals mit unvernetzten Epoxidharzsystemen angelöst werden können oder auch schmelzbar sind. So könnten für Strukturbauteile aus kohlenstofffaserverstärktem Epoxidharz zukünftig auch Schweißverfahren als Verbindungstechnologie alternativ zu den bislang dominierenden Niettechnologien herangezogen werden [2-4].

Hierfür eignen sich Thermoplaste, wie beispielsweise Polyethersulfon (PES), Polysulfon (PSU) und Polyetherimid (PEI). Sie lassen sich in unvernetzten Duroplasten lösen und wurden bereits zur Zähmodifikation von Epoxidharzsystemen verwendet, ohne deren mechanische Eigenschaften negativ zu beeinflussen [5-8]. Während der Lösung des Thermoplasts im Duroplasten diffundieren die molekularen Ketten beider Polymere ineinander. Mit der Härtung und Vernetzung des Duroplasten entsteht eine feste Interphase zwischen den beiden Polymeren durch eine reaktionsinduzierte Phasenseparation [9].

Nach dem Stand der Technik wird zur Erweiterung des Eigenschaftsprofils einer Faserverbundstruktur entweder die Matrixchemie verändert oder das Bauteil wird nach der Herstellung in einem gesonderten Arbeitsschritt beschichtet. Beides ist mit hohen Kosten für die Qualifizierung bzw. die Fertigung verbunden. Durch die Integration von thermoplastischen Funktionsschichten können dagegen bestehende Materialsysteme mit einem vergleichsweise geringen Zusatzqualifikationsaufwand weiterhin eingesetzt und lokal durch die Funktionsschicht um eine gewünschte Eigenschaft erweitert werden. Zudem erfolgt die Anbindung der Funktionsschicht bereits zeitgleich mit der Herstellung der Faserverbundstruktur, wodurch ein nachgelagerter Arbeitsschritt entfällt.

Unabhängig von der Funktion der Oberflächenschicht spielt bei dieser Technologie insbesondere die Anbindung zwischen Duroplast und Thermoplast eine Schlüsselrolle, da sie immer benötigt wird. Durch die Mischung von Duroplast und Thermoplast in der Interphase entsteht ein neues Materialgefüge mit unterschiedlichen Eigenschaften im Vergleich zu den reinen Komponenten Duroplastmatrix und Thermoplastfolie.

Bisher bezieht sich der größte Teil von Forschung und Technik auf Blends mit einem einheitlichen Thermoplastanteil. Die Eigenschaften von graduellen Interphasen, d.h. Interphasen, in denen ein Konzentrationsgradient zwischen reinem Epoxidharz und reinem Thermoplasten besteht, wurden nur in vergleichsweise geringem Ausmaß untersucht [10-13]. Es gilt insbesondere, die Interphasenausprägung und -struktur während verschiedenen Härtungszyklen des Epoxidharzsystems und die strukturelle Integrität von Interphasen als Anbindungsschicht und Funktionsträger näher zu beleuchten.

In dieser Studie werden die Eigenschaften von PEI-Epoxidharz Interphasen zur Anbindung von Funktionsschichten auf Faserverbundwerkstoffen untersucht. Es wird der Prozess der Interphasenausprägung zwischen einem Epoxidharzsystem auf Basis von Tetraglycidyl Methylen Dianilin (TGMDA) mit aromatischen Härtern und Polyetherimid anhand von Löslichkeitsexperimenten mit einem Heitzisch untersucht. Des Weiteren wird der Einfluss des Härtungszyklus auf die Struktur der Interphase mit dem Rasterelektronenmikroskop analysiert. Die strukturelle Integrität der Interphase wird mit Hilfe der interlaminaeren Energiefreisetzungsrates in Mode I und II sowie mit Nanoindentationsmessungen bewertet.

2 EXPERIMENTELLE DETAILS

2.1 Materialien

Als Epoxidharzmatrix wurde für alle Proben Hexflow RTM6 (Hexcel Corporation) verwendet. Das ist ein Einkomponentensystem für Luftfahrtanwendungen auf Basis von Tetraglycidyl Methylen Dianilin (TGMDA) und aromatischen Härtern.

In faserverstärkten Probekörpern wurde ein kommerzielles Kohlenstoff-fasergelege (engl.: Non-Crimp Fabric (NCF)) der Firma Seartex (Saertex GmbH Co. KG) verarbeitet. Das Gelege besteht aus 0°- und 90°-Lagen Kohlenstofffasern (Tenax HTS 12k, Toho Tenax Co., Ltd.), die mit einem Polyester 40 dtex Nähfaden verwirkt sind. Es hat ein Flächengewicht von ca. 250 g/m².

Zur Anbindung an die Epoxidharzmatrix wurde eine amorphe Polyetherimid Folie (PEI, Ultem 1000, Ajedum Films, Solvay S.A.) mit einer Dicke von 125 µm verwendet.

2.2 Probenherstellung

Für die Herstellung von Probekörpern wurden Preforms aus Kohlenstoff-fasergelege mit einem Lagenaufbau von [90°,0°]_{6s} und einer PEI-Folie in der Mittelebene aufgebaut. Die Preforms wurden anschließend im Vacuum assisted Resin Transfer Moulding (VaRTM) Verfahren mit Harz getränkt. Das Werkzeug wurde in allen Zyklen mit Trennmittel (Frekote 770-NC, Loctite) behandelt, evakuiert und auf 100°C aufgeheizt. Anschließend wurden die Preforms mit einem Injektionsdruck von 4 bar mit Harz getränkt. Nach einer Aufheizphase wurde die Aushärtungstemperatur von 180°C für zwei Stunden gehalten. Die Lamine wurden mit 3 K/min auf Raumtemperatur abgekühlt und aus dem Werkzeug entnommen. Insgesamt wurden vier Lamine mit unterschiedlichen Aufheizraten von 0,5 K/min, 0,8 K/min (Sollwert Presse: 0,7 K/min), 1,6 K/min (Sollwert Presse: 2 K/min) und 2,6 K/min (Sollwert Presse: 5 K/min) hergestellt. Der Sollwert entspricht dem Eingabewert an der Heizung der Presse. Im Bauteil wurde diese Aufheizrate nicht erreicht. Die maximale Aufheizrate in der Presse lag bei 2,6 K/min.

Reinharzproben für mikroskopische Untersuchungen wurden aus PEI-Folie und dem Epoxidharzsystem im Heitzisch (HS82, Mettler-Toledo GmbH) mit Heizraten von 0,5 K/min, 0,7 K/min, 1,1 K/min, 2 K/min und 5 K/min und einer zweistündigen Aushärtung bei 180 °C hergestellt.

Für Nanoindentationsmessungen wurde ein PEI-Block mit einer Größe von 20 mm x 20 mm x 10 mm in einer Schale zusammen mit dem Epoxidharzsystem im Ofen mit 2 K/min auf 180 °C aufgeheizt und für zwei Stunden ausgehärtet. Die Epoxidharzschichtdicke wurde durch das Unterlegen von zwei Drähten

unter dem PEI-Block eingestellt und betrug 2 mm. Aus dem Verbund konnten Proben gesägt werden, welche anschließend eingebettet wurden. Die Proben wurden mit der Poliermaschine Struers Tegra Pol-21 (Struers ApS) bis zu einer Körnung von 1 µm poliert und im Ultraschallbad gereinigt.

2.3 Charakterisierungsmethoden

2.3.1 Mikroskopie

Mikroskopische Analysen von Reinharzproben, faserverstärkten Laminaten und Bruchflächen wurden mit dem optischen Mikroskop BX41M (Olympus K.K.) und dem Konfokalmikroskop µsurf von Nanofocus durchgeführt. Zur besseren Darstellung der Interphase wurden Proben mit Dichlormethan (DCM) zwei Sekunden lang geätzt.

Rasterelektronenmikroskopie (REM) wurde mit dem Mikroskop JEOL JSM-6060LV (JEOL Ltd.) durchgeführt. Alle Proben wurden für 40 s bei 60 mA mit dem Sputter Coater BALTEC SCD005 (Baltec AG) mit Gold beschichtet und im REM mit einer Beschleunigungsspannung von 5 kV betrachtet.

Löslichkeitsversuche von Thermoplasten in den Epoxidharzsystemen wurden mit dem Heiztisch Mettler Toledo HS82 (Mettler-Toledo GmbH) mit zugehörigem Steuergerät HS1 durchgeführt. Das optische Mikroskop (BX41M, Olympus K.K.) wurde mit der Kamera Olympus SC30 und dem Computer gekoppelt. Die Bilddaten wurden mit der Software Stream Motion (Olympus K.K.) verarbeitet und ausgewertet. Auf dem Tisch des Mikroskops wurde der Heiztisch platziert. Ein mit dem Heiztisch verbundenes Steuergerät ermöglichte die Eingabe verschiedener Temperaturverläufe. Ein Folienstreifen wurde in einen Harztropfen eingebettet und während des Härtingszyklus im Heiztisch durch das Mikroskop beobachtet. Das Lösungsverhalten wurde durch Vermessen des Folienstreifens bestimmt. Der Folienstreifen wurde jeweils nach Erhöhung der Temperatur um ein Grad Celsius an drei Stellen vermessen.

2.3.2 Interlaminare Energiefreisetzungsrates im Mode I

Die interlaminare Energiefreisetzungsrates im Mode I (G_{Ic}) wurde in Anlehnung an DIN EN 6033 an Double Cantilever Beam-Prüfkörpern (DCB) ermittelt. Die Prüfkörper hatten eine Länge von 250 mm, eine Breite von 25 mm und eine Dicke von 3 mm. In der Mittelebene der Prüfkörper wurde eine PEI-Folie eingelegt und bei der Imprägnierung zusammen mit dem Harzsystem verbunden. Durch den Anriss, erzeugt durch die zweilagige Trennfolie, wurde der Riss direkt in eine der beiden Interphasen zwischen Thermoplastfolie und Harzsystem eingeleitet. Die Tests wurden mit den Universalprüfmaschinen UPM100 von Hegewald & Peschke Mess- und Prüftechnik GmbH mit einer 10 kN Kraftmessdose bei Raumtemperatur mit einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 10 mm/min durchgeführt. Für jede Prüfkörperkonfiguration wurden sechs Prüfkörper getestet.

2.3.3 Interlaminare Energiefreisetzungsrate im Mode II

Die interlaminare Energiefreisetzungsrate im Mode II, bezeichnet als G_{IIc} , wurde in Anlehnung an DIN EN 6034 ermittelt. Die Prüfkörper wurden aus dem restlichen Teil der geprüften G_{Ic} -Prüfkörper entnommen. Sie hatten eine Länge von >110 mm, eine Breite von 25 mm und eine Dicke von 3 mm. Die Tests wurden mit der Universalprüfmaschine UPM250 von Hegewald & Peschke Mess- und Prüftechnik GmbH mit einer 10 kN Kraftmessdose bei Raumtemperatur mit einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 1 mm/min durchgeführt. Für jede Prüfkörperkonfiguration wurden mindestens fünf Prüfkörper getestet.

2.3.4 Nanoindentation

Der Modulverlauf über eine Thermoplast-Duroplast Interphase wurde mit dem Nanoindentationsverfahren (auch Eindringversuch) untersucht. Mit dem Verfahren sollen Informationen über die Materialeigenschaften im Übergang zwischen Epoxidharz und Thermoplast erhalten werden. Von Interesse ist, ob und gegebenenfalls wie weit sich das Materialverhalten auch über den visuell erfassbaren Interphasenbereich hinweg verändert. Das spielt insbesondere für die Nutzung der Funktionsschicht, z.B. zum Fügen, eine Rolle, da hier die Materialeigenschaften der Folie erhalten bleiben sollten. Es wurde eine PEI-Epoxidharz Blockprobe ohne Faserverstärkung verwendet, um den Einfluss der Fasern auf die Ausprägung der Interphase zu vermeiden. Die Versuche wurden mit einem Universellen Nanomechanischen Tester (UNAT) der Firma ASMEC GmbH durchgeführt. Es wurde eine Indenterspitze mit Berkovich-Geometrie (dreiseitige Pyramide mit einem Öffnungswinkel von $142,3^\circ$) verwendet. Die Auswertung der Daten wurde mit der Methode von Oliver und Pharr durchgeführt [14]. Die Versuche basierten auf der Norm ISO 14577. Die Belastung fand kraftgesteuert bei einer Belastungsrate von 3 mN/s bis zu einer Maximalkraft von 30 mN statt. Nach einer Haltezeit von 10 s wurde mit einer Rate von 3 mN/s entlastet. Um lokale Variationen der mechanischen Eigenschaften über die Breite der Interphase zu kartieren, wurden die Indenterlinien – eine Reihe von Abdrücken – rechtwinklig zur Grenzlinie zwischen Thermoplast und Epoxidharz angeordnet. Es wurden je Probe fünf parallele Indenterlinien mit einem Abstand von jeweils 20 μm und einer Länge von 400 μm eingebracht. Innerhalb einer Indenterlinie hatten die Abdrücke einen Abstand von 10 μm . Die Nanoindentationsversuche erfolgten am Lehrstuhl für Experimentalphysik II der Universität Augsburg.

3 ERGEBNISSE UND DISKUSSION

3.1 Lösungsvorgang

In Bild 1 sind die wesentlichen Stadien der Lösung und Interphasenausprägung zwischen PEI und dem Epoxidharzsystem (EP) dargestellt. Es ist ein Folienstreifen umgeben vom Epoxidharzsystem sichtbar, an dem auf beiden Seiten der Prozess während eines Heizzyklus von 100 °C auf 180 °C mit einer Heizrate von 2 K/min beobachtet werden kann. Im ersten Bild (a) ist die Folie vor Lösungsbeginn zu sehen. Die Folienstreifen wurden mit einer Rasierklinge zugeschnitten, wodurch an den Schnittkanten eine Schräge entstand. Im Bild wird das Licht an diesen Kanten unterschiedlich reflektiert und deshalb erscheint die Kante in unterschiedlichen Hell-Dunkel-Schattierungen. Auf dem zweiten Bild (b) beginnt das Lösen der Folie. Monomere aus Harz und Härter diffundieren in den Thermoplasten, quellen und lösen ihn. Es bildet sich ein Konzentrationsgradient zwischen dem Harzsystem und dem Thermoplasten. Die Konturen werden weicher und die Breite des Streifens verringert sich. Bild (c) zeigt einen fortgeschrittenen Lösungszustand. Auf beiden Seiten der Folie sind einphasige Mischungen aus PEI und Epoxidharzsystem entstanden. In Bild (d) ist der Beginn der Phasenseparation festgehalten. Die Phasenseparation - im Bild durch weiße Pfeile markiert - ist anhand einer schmalen dunklen vertikalen Linie erkennbar. Sie findet zuerst am kritischen Punkt des Systems bei einer bestimmten Kombination von Zusammensetzung, Temperatur und Vernetzungsgrad statt. Die vollendete Interphase ist in (e) dargestellt. Durch diesen Prozess entsteht eine graduelle Interphase zwischen dem Thermoplast und dem Epoxidharzsystem mit variierender Morphologie. Der weiße Kasten in Bild (e) zeigt exemplarisch den Bildausschnitt der Interphase, welcher in Abschnitt 3.2 im Detail beschrieben wird.

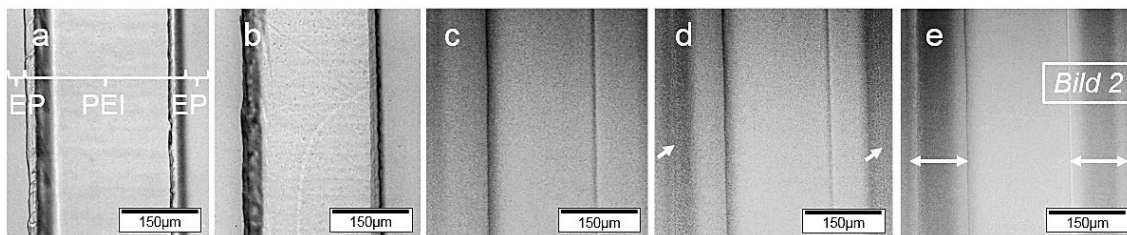


Bild 1: Lösungsvorgang von PEI im Epoxidharzsystem während eines Heizzyklus von 100 °C auf 180 °C mit einer Heizrate von 2 K/min

(a) ungelöste Folie bei 100 °C, (b) Lösungsbeginn nach 612 s bei 120 °C, (c) einphasige Mischung nach 1837 s bei 160 °C, (d) Beginn der Phasenseparation nach 2577 s bei 180 °C, (e) Interphase nach 3993 s

Die Ausprägung einer Interphase beginnt mit dem Quellen und anschließendem Lösen des Thermoplasts durch noch kurzkettige Komponenten des Epoxidharz-

systems. Im Laufe der Vernetzung des Harzsystems wird das Lösungsvermögen aufgrund der steigenden Größe der Molekülketten reduziert, was schließlich zu einer Phasenseparation der vormals gelösten Anteile führt. Es entsteht eine graduelle Interphase, in der thermoplastische Polymerketten mit dem Netzwerk des Duroplasten verflochten sind.

3.2 Interphasenstruktur

Das Gefüge der Interphase zwischen PEI und dem Epoxidharzsystem ist in Bild 2 dargestellt. Die PEI Anteile wurden durch Ätzen (2 Sekunden mit Dichlormethan (DCM)) an der Oberfläche herausgelöst, um die einzelnen Phasen besser sichtbar zu machen. Beginnend vom reinen PEI (links) ist ein vertikales Band erkennbar, wo das Material stärker herausgeätzt wurde, Ausschnittvergrößerung 1. Es wird vermutet, dass sich dieses Band wie folgt gebildet hat: Unvernetzte Monomere könnten durch unterschiedliche Diffusionsgeschwindigkeiten der Komponenten des Epoxidharzsystems, vornehmlich an der Lösungsfront, im PEI verbleiben (siehe auch Abschnitt 3.4). Einen Hinweis für diese Vermutung liefern isotherme Lösungsversuche mit den Harz- und Härterkomponenten des verwendeten Harzsystems. Beide Komponenten lösen PEI mit einer vergleichbaren Rate von ca. $0,015 \mu\text{m/s}$ bei $130 \text{ }^\circ\text{C}$. Der Lösungsvorgang ist jedoch bei der Härterkomponente um ca. 1000 s verzögert. Es wird somit vermutet, dass sich an der Lösungsfront unvernetzte Monomere zwischen die Molekülketten des Thermoplasts einlagern und dadurch das Material erweichen bzw. dessen Lösung beim Ätzen der Probe mit DCM begünstigen.

Im weiteren Verlauf der Interphase folgt ein Übergang vom PEI zu einer kontinuierlichen PEI-Phase mit Epoxidharz-Einlagerungen in Form von Kügelchen mit unterschiedlicher Größe. In Ausschnittvergrößerung 2 ist ersichtlich, dass es sich um eine zusammenhängende knollenförmige Struktur handelt. Die Größe der Kügelchen nimmt nach rechts in Richtung des reinen Epoxidharzsystems zu, bis sich der zweite Bereich aus einer schwammartigen Struktur mit gleichzeitig vorliegenden kontinuierlichen PEI- und Epoxidharz-Phasen (bikontinuierliche Phasen) einstellt, Ausschnittvergrößerung 3. Es ist deutlich erkennbar, dass hier größere zusammenhängende Epoxidharz-Domänen mit den entfernten PEI-Domänen ineinander verschlungen sind. Im Anschluss folgt ein weiterer charakteristischer Bereich der Interphase mit einer phaseninvertierten Struktur mit kontinuierlicher Epoxidharz-Phase und eingelagerten PEI-Kügelchen.

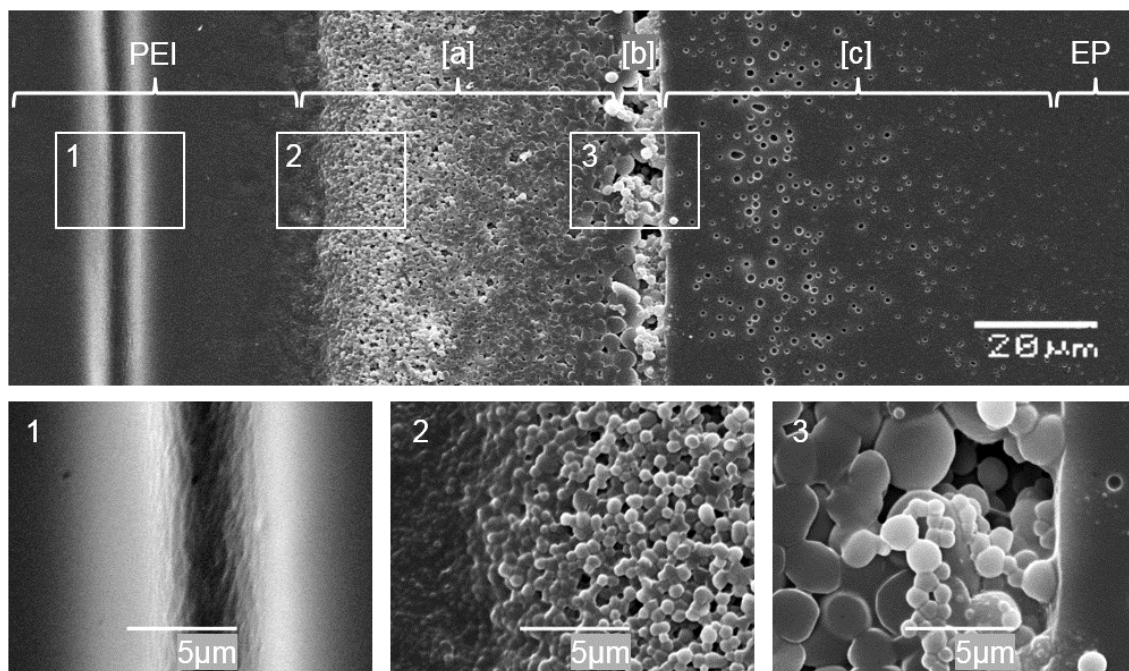


Bild 2: REM-Aufnahme der Interphase zwischen PEI Ultem 1000 und dem Epoxidharzsystem RTM6 nach Ätzen mit DCM

[a] kontinuierliche PEI-Phase mit Epoxidharz-Einlagerungen, [b] bikontinuierliche Phase, [c] kontinuierliche Epoxidharz-Phase mit PEI-Einlagerungen

Die Breite der Interphasen bei verschiedenen Heizraten wurde anhand von geätzten Schliffproben vermessen, Bild 3. Die Foliendicke nimmt mit steigender Heizrate kontinuierlich ab. Die kontinuierliche PEI-Phase und die bikontinuierliche Phase werden mit steigender Heizrate breiter, vgl. auch Tabelle 1. Dagegen verändert sich die Breite der kontinuierlichen Epoxidharzphase mit PEI-Einlagerungen in Abhängigkeit der Heizrate kaum. Die Messwerte streuen hier sehr stark, da sich die PEI Ansammlungen innerhalb der vergleichsweise niederviskosen Epoxidharzphase leicht bewegen können. Geringe Strömungen können hier bereits starke Schwankungen in der Verteilung von PEI-Kügelchen hervorrufen.

In Tabelle 1 sind die Unterschiede der Mikrostrukturen bei den unterschiedlichen Härtingsbedingungen aufgelistet. In Bezug auf die kontinuierliche Epoxidharzphase ändert sich bei Variation der Heizrate kaum etwas. Die PEI-Ausscheidungen zeigen keine signifikanten Veränderungen hinsichtlich ihrer Form und Größe. Die Struktur der bikontinuierlichen Phase ändert sich auch mit zunehmender Breite nicht. Innerhalb der kontinuierlichen PEI-Phase nimmt die Globuligröße der Epoxidharz-Ausscheidungen mit steigender Heizrate zu.

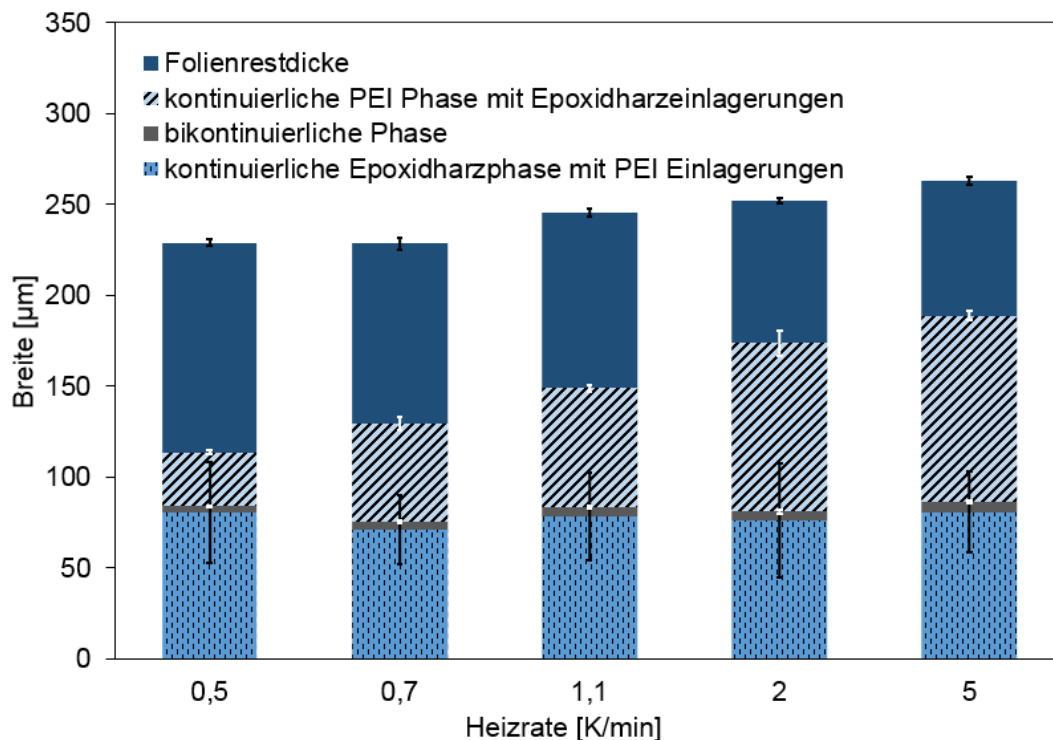


Bild 3: Interphasenbreite und Folienrestdicke bei unterschiedlichen Heizraten

Heizrate		0,5 K/min	0,7 K/min	1,1 K/min	2 K/min	5 K/min
kontinuierliche Epoxy Phase	Breite [µm]	80,4	70,8	78,6	76	80,8
	Durchmesser PEI Partikel [µm]	1,00	0,98	0,95	0,96	1,02
	Umfang PEI Partikel [µm]	3,13	3,08	2,99	3,02	3,19
	Volumenanteil PEI [%]	9,56	8,46	7,48	9,34	10,96
bikontinuierliche Phase	Breite [µm]	3,5	4,3	5,0	5,1	5,7
kontinuierliche PEI Phase	Breite [µm]	29,6	54,3	65,3	92,6	102,2
	Durchmesser Epoxy Partikel [µm]	1,95	1,77	2,01	2,19	2,02
	Umfang Epoxy Partikel [µm]	6,18	5,64	6,32	6,93	6,36
	Volumenanteil PEI [%]	40,85	35,28	42,63	30,10	37,46
Interphase gesamt	Gesamtbreite [µm]	113,5	129,4	148,8	173,6	188,7

Tabelle 1: Größe von Interphasenbereichen und Mikrostrukturen bei unterschiedlichen Heizraten

Die Breite und Struktur der Interphase sind vom Lösungsvorgang des Thermoplasten im Epoxidharzsystem und der parallel ablaufenden Vernetzungsreaktion des Harzsystems abhängig. Der Lösungsvorgang zwischen Thermoplast und Epoxidharzsystem setzt ab ca. 120 °C ein und mit steigenden Heizraten kann mehr Thermoplast gelöst werden [15]. Die Phasenseparation beginnt im betrachteten System, auch bei Variation der Heizraten, im Mittel bei einem Aushärtegrad von $35 \pm 0,4$ %. Vergleichbare Werte wurden mit RTM6 und einem PEI-Anteil von 10 % berichtet [16]. Des Weiteren wird die Viskosität des Systems vom Aushärtegrad, dem gelösten Thermoplastanteil und der Phasenseparation bestimmt [16]. Demzufolge werden innerhalb von graduellen Interphasen in Abhängigkeit der Thermoplastkonzentration und des Härungsverlaufs sehr komplexe Reaktions- und Phasenseparationspfade durchlaufen, die nur schwer im Detail prognostizierbar sind.

Dennoch unterscheiden sich die Interphasen bei unterschiedlichen Heizraten in erster Linie durch ihre Größe und nicht in ihrer Struktur. Es wird vermutet, dass die geringen Unterschiede in der Mikrostruktur dadurch entstehen, dass Systeme generell dazu neigen ihre Oberflächenenergie durch Minimierung der Oberfläche zu reduzieren. Durch Koaleszenz, dem Zusammenwachsen der dispergierten Tröpfchen, wird die Grenzfläche zwischen der dispergierten Phase und dem Lösungsmittel verringert, wodurch die Grenzflächenenergie abnimmt. Hierfür ist eine hohe Mobilität der Teilchen vorteilhaft. Befindet sich das System also nach Beginn der Phasenseparation in einem Zustand mit niedrigem Vernetzungsgrad und hoher Temperatur, besitzt es eine niedrige Viskosität und die Morphologie der Interphase kann sich entsprechend entwickeln. Mit zunehmender Heizrate sinkt das Minimum der Viskosität und wird zu einem früheren Zeitpunkt erreicht. Die epoxidharzsreichen Globuli werden mit steigender Heizrate größer.

3.3 Delaminationseigenschaften in Mode I und II

Um zu bewerten, wie sich unterschiedliche Interphasenstrukturen auf die mechanische Integrität auswirken, wurden CFK-Laminat, welche in Zyklen mit verschiedenen Heizraten hergestellt wurden, anhand der interlaminaren Energiefreisetzungsraten im Mode I und II sowie Bruchbildanalysen untersucht.

In Bild 4 sind die interlaminaren Energiefreisetzungsraten im Mode I von Laminaten aus Epoxidharz und PEI-Folie bei Härungszyklen mit verschiedenen Heizraten dargestellt. Die höchste Heizrate stellt dabei das Maximum der Heizleistung der RTM-Pressen dar. Im Zyklus mit der Heizrate von 0,5 K/min wird im Mittel ein G_{Ic} -Wert von 936 J/m² erreicht. Dieser liegt 152 % über dem Wert von vergleichbaren Probekörpern ohne PEI-Folie [17]. Bei Proben aus Zyklen mit Heizraten von 0,8 K/min, 1,6 K/min und 2,6 K/min konnte die interlaminare Energiefreisetzungsraten im Mittel um 19 %, 22 % bzw. 31 % im Vergleich zum Zyklus mit 0,5 K/min gesteigert werden. Es besteht folglich eine

positive Korrelation zwischen der Energiefreisetzungsrates und der Heizrate im Herstellungsprozess.

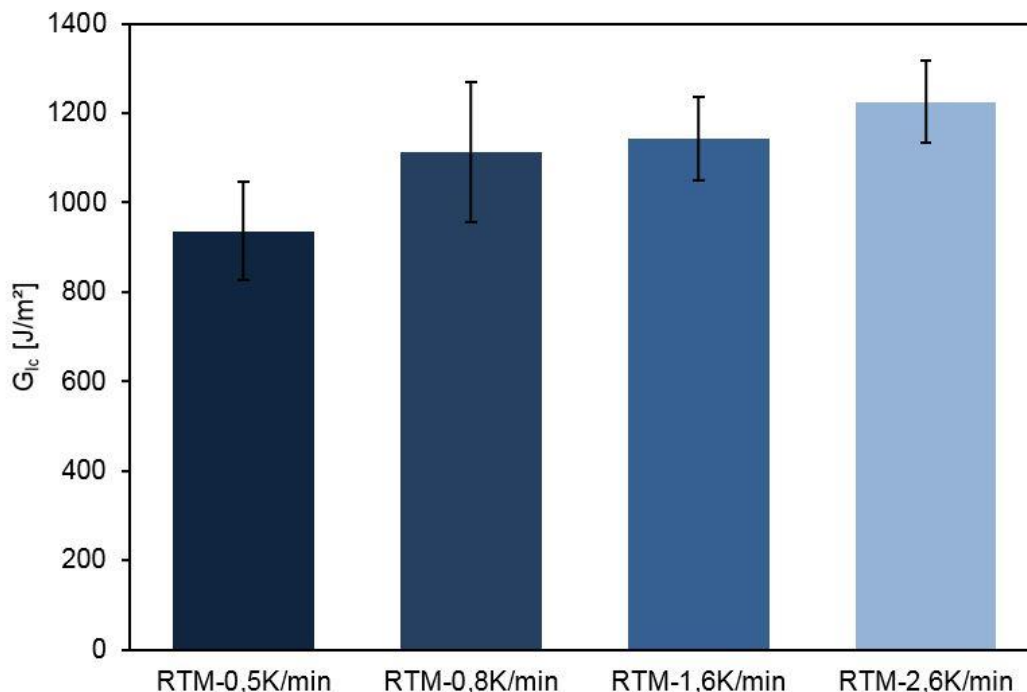


Bild 4: Interlaminare Energiefreisetzungsrates im Mode I von Laminaten mit PEI-Folie bei unterschiedlichen Härtingszyklen

Unterschiede im Versagen von Prüfkörpern mit PEI-Folie sind in Bruchflächenaufnahmen in Bild 5 sichtbar. Bei Zyklen mit der geringsten Heizrate von 0,5 K/min tritt das Versagen vorwiegend im Interphasenbereich und innerhalb der Folie auf. Im Bruchbild sind Faserabdrücke in der Interphase erkennbar, Bild 5 d). Mit steigender Heizrate finden sich im Schadensbild zunehmend herausgerissene Faserbündel (markiert mit weißen Pfeilen in Bild 5 b) und c)). Das sind Hinweise dafür, dass der Riss bei höheren Heizraten zwischen die Fasern abgelenkt wird. Nachdem der Riss im Prüfkörper zwischen Faserlagen mit 0°-Orientierung initiiert wurde, muss er somit die Faserbündel durchtrennen, um sich in das umliegende Laminat auszubreiten. Zudem überbrücken die Fasern dabei den Riss. Erkennbar ist das daran, dass die Fasern teilweise lose auf den Bruchflächen liegen, Bild 5 e) und f), womit sie von beiden Prüfkörperschenkeln getrennt wurden und den Riss kurzzeitig überbrückt haben.

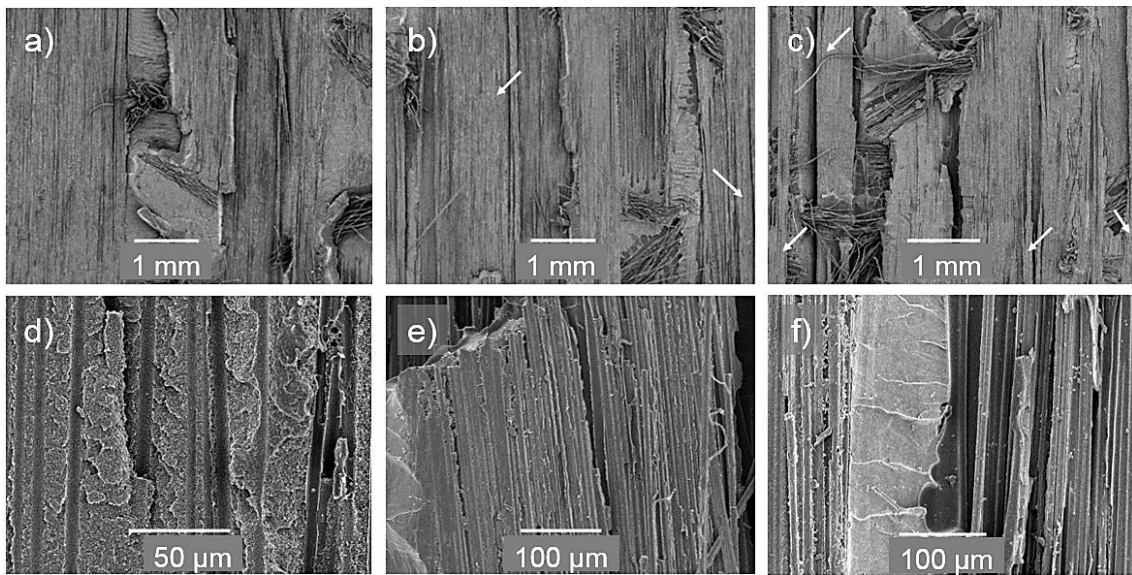


Bild 5: Bruchflächen von G_{Ic} -Proben mit PEI-Folie bei unterschiedlichen Härtingszyklen

a) und d) Zyklus 0,5 K/min; b) und e) Zyklus 0,8 K/min; c) und f) Zyklus 2,6 K/min

In Bild 6 sind zwei Schlibfbilder von faserverstärkten Laminaten aus Zyklen mit Heizraten von 0,5 K/min und 2,6 K/min dargestellt. Es handelt sich um Konfokalmikroskopaufnahmen, bei welchen die Höhenunterschiede der Proben nach dem Ätzen mit DCM in unterschiedlichen Farben erkennbar sind. Vertiefungen erscheinen grün und blau und zeigen die PEI Anteile. Die faserverstärkte Epoxidharzmatrix ist lila und violett dargestellt. Es ist ersichtlich, dass mit zunehmender Heizrate breitere Interphasen entstehen (vgl. Abschnitt 3.2), welche auch weiter in die Faserarchitektur hineinreichen. So breitet sich die Interphase bei einer Heizrate von 0,5 K/min im Mittel 29 µm weit zwischen den Fasern aus. Bei einer Heizrate von 2,6 K/min sind es dagegen im Mittel bereits 55 µm.

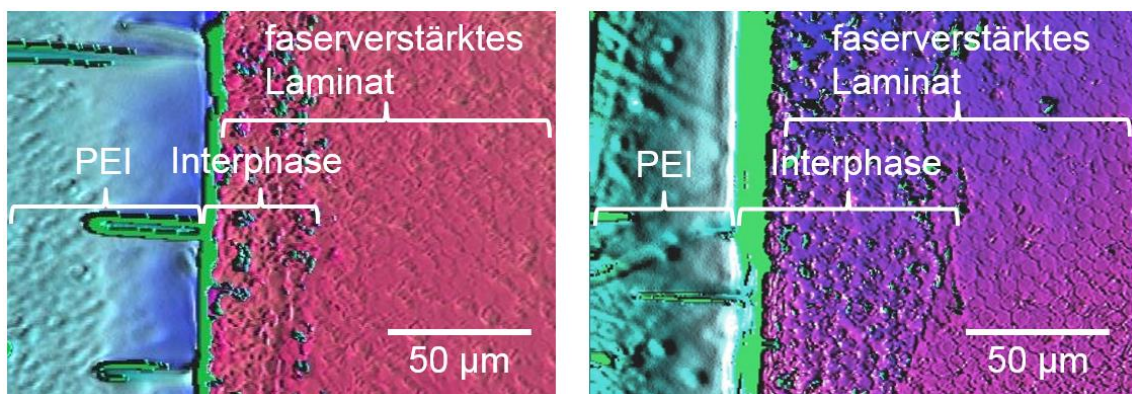


Bild 6: PEI-Epoxidharz-Interphase in faserverstärkten Laminaten bei unterschiedlichen Härtingszyklen, links: 0,5 K/min, rechts: 2,6 K/min

Im Mode II ist kein Zusammenhang von Heizrate und Energiefreisetzung feststellbar, Bild 7. Repräsentative Bruchflächen von G_{IIc} -Prüfkörpern sind in Bild 8 dargestellt. In Abhängigkeit der Härtungszyklen sind keine wesentlichen Unterschiede in den Bruchflächen erkennbar. Das Versagen tritt in der Interphase am Übergang zur Faserarchitektur abwechselnd auf beiden Seiten der Folie auf.

Die geringen Werte der Proben im Zyklus mit 1,6 K/min sind darauf zurückzuführen, dass die Prüfkörper der G_{IIc} -Tests aus den Prüfkörpern der G_{IC} -Tests gewonnen werden. Wie in den Bruchflächen der G_{IC} -Tests in Bild 5 gesehen werden kann, wird der Riss bei höheren Heizraten zunehmend in die Fasern abgelenkt, wodurch die Eigenschaften der Interphase im Mode II Test teilweise nicht vollständig erfasst werden. Dies trifft insbesondere für die Prüfkörper aus dem Zyklus mit 1,6 K/min zu, da der Riss an breiten Fasersträngen in die benachbarten Faserlagen abgelenkt wurde, wodurch ein großer Anteil der Rissfläche im Prüfkörper betroffen war. In Bild 9 ist der Übergang von Mode I zu Mode II aus einem Prüfkörper dieser Serie (1,6 K/min) dargestellt. Hier wird ein mittlerer G_{IIc} -Wert von 1096 J/m² erreicht, welcher in der Größenordnung von vergleichbaren Probekörpern ohne PEI-Folie (1042 J/m² [17]) liegt. Dies ist bei Probekörpern aus dem Zyklus mit 2,6 K/min weniger ausgeprägt, wodurch wieder höhere G_{IIc} -Werte gemessen wurden.

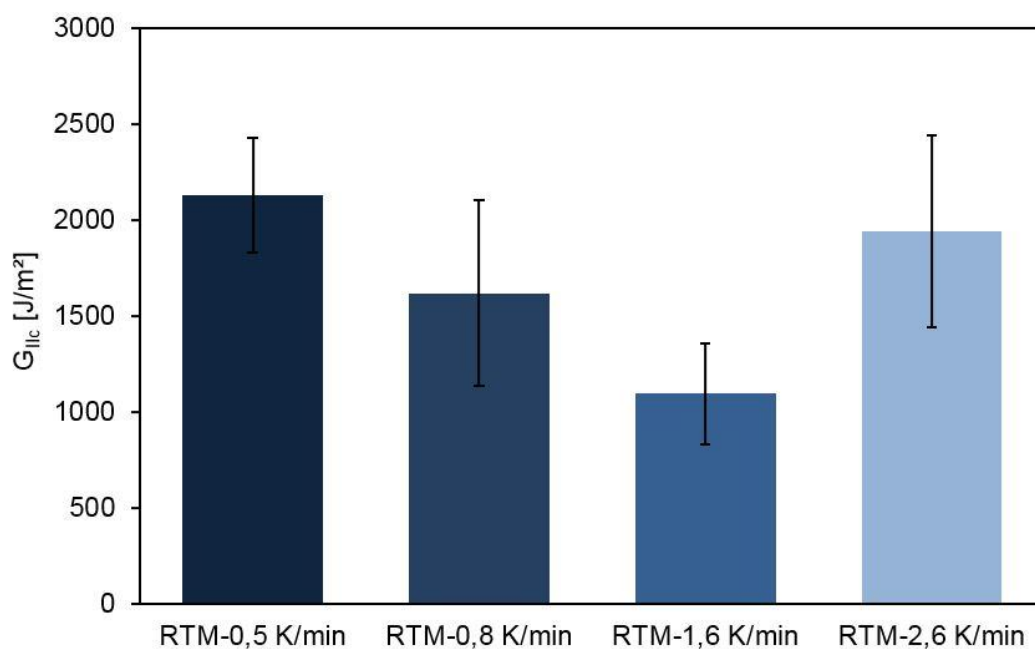


Bild 7: Interlaminare Energiefreisetzungsrates im Mode II von Laminaten mit PEI-Folie bei unterschiedlichen Härtungszyklen

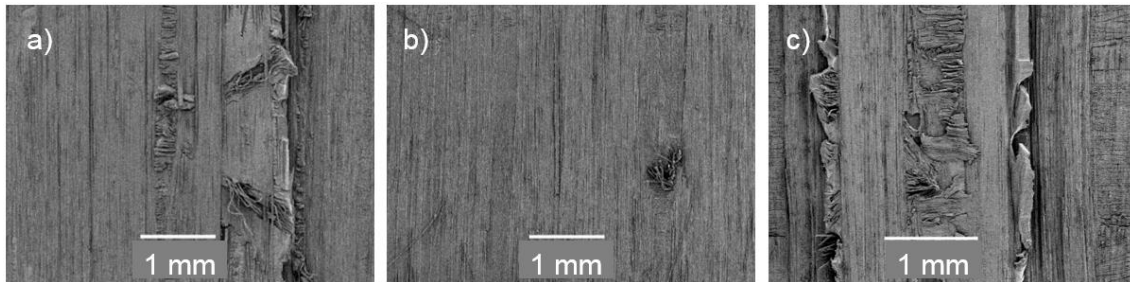


Bild 8: Bruchflächen von G_{IIc} -Proben
 a): Zyklus 0,5 K/min, b): Zyklus 0,8 K/min, c): Zyklus 2,6 K/min

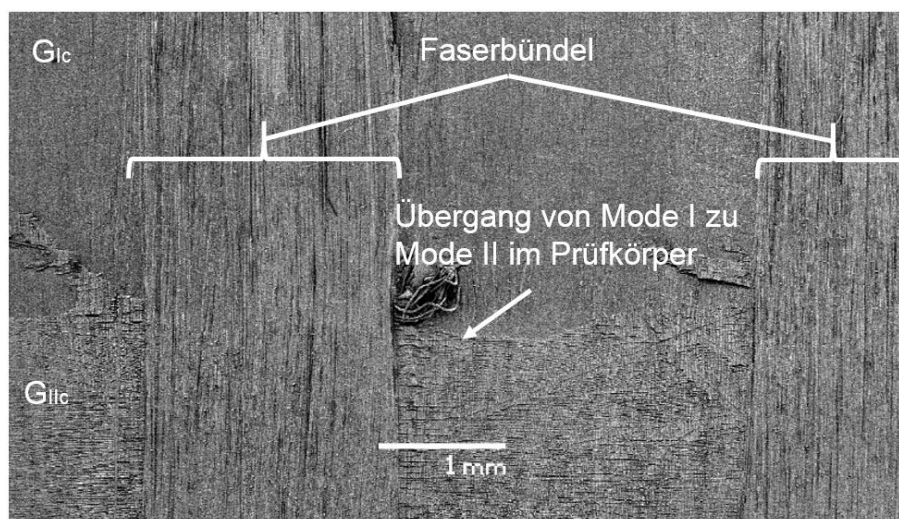


Bild 9: Bruchfläche einer G_{IIc} -Probe, hergestellt mit einer Heizrate von 1,6 K/min, im Übergang zwischen Mode I und Mode II Belastung

Bei der Interpretation der Ergebnisse in Mode I und II ist zu beachten, dass der Riss durch die Folie nicht gezwungen wird, zwischen eng aneinanderliegenden Faserlagen zu verlaufen, sondern in der Lage ist, innerhalb der Zwischenschicht die Richtung zu ändern. Somit muss sich der Riss nicht zwingend entsprechend dem äußeren Belastungsmodus ausbreiten [18]. In einem Laminat mit Zwischenschicht handelt es sich um ein Problem der Rissausbreitung zwischen verschiedenen Medien [19]. Dabei entsteht an der Risspitze ein Phänomen der Spannungsoszillation, wodurch auch ein mixed Mode Belastungsfall auftreten kann, obwohl der Prüfkörper z.B. in Mode I belastet wird [20].

Insgesamt tragen zwei Effekte zu den hohen gemessenen Energiefreisetzungsraten bei. Erstens, nachdem der Riss zwischen Faserlagen in 0° -Orientierung eingeleitet wird, ist er zunächst gezwungen, in der thermoplastreichen Interphase oder der reinen Thermoplastfolie zu verlaufen. Diese Bereiche sind zäher als die Epoxidharzmatrix und stellen für den Riss ein Hindernis dar, dessen Überwindung mit zusätzlichem Energiebedarf verbunden

ist. Zweitens führt insbesondere unter Belastung in Mode I die Ablenkung des Risses in benachbarte Faserlagen zu Fasern bzw. Faserbündeln, welche die Rissöffnung überbrücken. Eine weitere Ausbreitung des Risses erfordert das Durchtrennen der Fasern, was zusätzliche Energie benötigt. Beide Effekte werden mit zunehmender Heizrate verstärkt. Zum einen wird mehr Thermoplast gelöst, wodurch sich die zähe thermoplastreiche Interphase über einen größeren Bereich um die Risspitze verteilt, und zum anderen breitet sich die Interphase auch weiter zwischen den Fasern des Laminats aus.

Eine Mode II-Rissöffnung und der G_{IIc} -Wert profitieren von diesem Effekt dagegen nicht, was zu dem unveränderten G_{IIc} -Zähigkeitslevel bei Proben mit PEI aus den Zyklen mit Heizraten von 0,5 K/min, 0,8 K/min und 2,6 K/min beigetragen haben könnte. Die Ergebnisse der Probenserie mit einer Heizrate von 1,6 K/min sind aus dieser Betrachtung ausgeschlossen, da der Riss nicht vollständig in die Interphasenzone eingeleitet werden konnte (vgl. Bild 9).

3.4 Nanoindentationsmessungen

Nanoindentationsmessungen eignen sich für die Analyse der Materialeigenschaften über die Dicke der Interphase zwischen Epoxidharz und Thermoplast. Da sich die Interphase durch einen Diffusionsprozess ausbildet, ist ein gradueller Übergang der Eigenschaften zwischen Injektionsharz und Thermoplast zu erwarten. Die Ergebnisse der Messungen an der Interphase zwischen Injektionsharzsystem und PEI sind in Bild 10 dargestellt. Im Hintergrund der Grafik ist eine Aufnahme des Prüfkörpers, einem Epoxidharz-PEI-Block, welcher im Ofen drucklos mit 2 K/min auf 180 °C aufgeheizt und für zwei Stunden ausgehärtet wurde, sichtbar. Dieser wurde nach der Durchführung des Tests mit Dichlormethan für zwei Sekunden geätzt, um die Interphasenstruktur besser sichtbar zu machen.

Der Modul steigt, im Diagramm von rechts nach links, linear mit zunehmendem Thermoplastanteil in Richtung des reinen PEI, bis im Hintergrundbild eine Grenzlinie zu sehen ist, an der das PEI stärker herausgeätzt wurde. Ab hier ist ein linearer Abfall des Moduls innerhalb einer Strecke von ca. 40 μm zu verzeichnen. Nachfolgend ist ein relativ konstanter Verlauf des Moduls im reinen PEI zu sehen. Es wird vermutet, dass der Abfall des Moduls nach der Grenzlinie durch einen Plastifizierungseffekt der Epoxidharz- und Härtermonomere, die während der Interphasenausprägung in den Thermoplast hinein diffundieren, entstanden ist. Es könnte eine selektive Diffusion der Monomertypen aufgrund der unterschiedlichen chemischen Struktur und Affinität zum Thermoplast stattfinden. Dies bedeutet, dass einzelne Komponenten des Epoxidharzsystems schneller in das PEI hineindiffundieren könnten und dort an der Diffusionsfront keinen Reaktionspartner mehr vorfinden. Diese lagern sich zwischen die Polymerketten des PEI ein und quellen bzw. erweichen das Material. Hinweise für eine selektive Diffusion und dadurch beeinflusste Materialeigenschaften wurden auch von Oyama et al. [21]

an einer PVP Folie mit DGEBA gehärtet mit DDS, von Rajagopalan et al. [22] für DGEBA und Bis(p-aminocyclohexyl)-methane (PACM 20) in Kombination mit PSU und von Lestriez et al. [11] für DGEBA mit DDS und MCDEA sowohl mit PEI als auch mit PPE berichtet.

Aus diesen Prüfungen kann geschlossen werden, dass die Materialeigenschaften im Übergang zwischen der kontinuierlichen PEI-Phase mit Epoxidharzeinlagerungen und dem reinen PEI auch bis ca. 60 μm über die visuell erfassbare Grenze der Interphase verändert werden. Das spielt insbesondere für die Nutzung der Funktionsschicht, z.B. zum Fügen, eine Rolle, da hier die Materialeigenschaften der Folie erhalten bleiben sollten. Über das genaue Diffusionsprofil und zu Veränderungen in der Zusammensetzung des Harzsystems kann im Rahmen dieser Experimente allerdings keine Aussage getroffen werden.

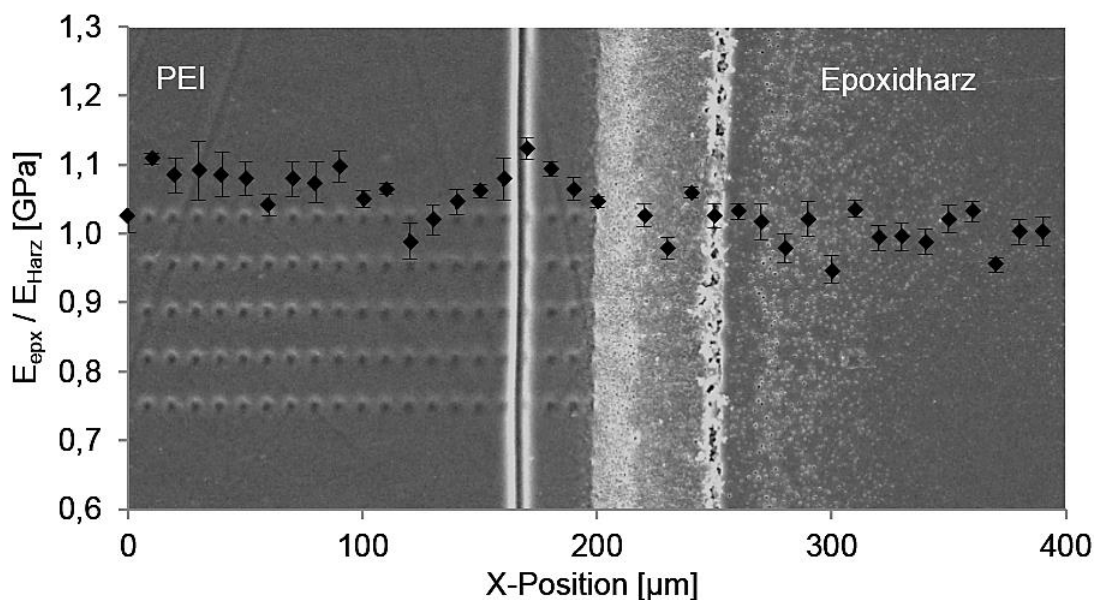


Bild 10: Normalisierter Modulverlauf über die Interphase zwischen dem Epoxidharzsystem RTM6 und PEI Ultem 1000

Beim Eindringen des Indenters in die Probe werden das Spannungsfeld und die plastische Deformationszone durch die mehrphasige Struktur der Interphase, mit den unterschiedlichen Eigenschaften im Vergleich zur Matrix, beeinflusst. Deshalb spiegelt der gemessene Modul im Nanoindentationstest nicht die Materialeigenschaften eines bestimmten Elements der Interphase, wie beispielsweise eines PEI-Partikels, wider, sondern die makroskopische Eigenschaft der Interphase an einer bestimmten Stelle. Zudem beeinflusst die Ausbreitung des Spannungsfelds im Substrat den gemessenen Modul, weshalb dieser nicht direkt mit dem klassisch mechanisch gemessenen Modul vergleichbar ist.

4 SCHLUSSFOLGERUNGEN

Die Verwendung von PEI-Folien als Funktionsträger in kohlenstofffaser-verstärkten Laminaten auf Basis von Epoxidharz ist eine vielversprechende Technologie zur Herstellung von kosteneffizienten und gewichtsoptimierten Faserverbundwerkstoffstrukturen. Die Ergebnisse dieser Studie zeigen wie sich die Interphase als Schlüsselement der Anbindung von Funktionsschichten in Abhängigkeit des Härtingszyklus ausprägt. Durch den Lösungsvorgang entsteht zwischen dem Harzsystem und dem Thermoplasten ein Konzentrationsgradient, wodurch sich nach der Phasenseparation und Verglasung des Systems das ganze Morphologiespektrum verschiedener Mischungsverhältnisse in der Interphase ausprägt. Mit Nanoindentationstests und geätzten Proben konnte dargestellt werden, dass sich die Interphase auch über den zunächst visuell erfassbaren Bereich erstreckt und eventuell unvollständig reagierte Komponenten des Harzsystems oder eine selektive Diffusion von Bestandteilen die Interphaseneigenschaften beeinflussen können.

Die experimentellen Ergebnisse zeigen eine hohe Delaminationsresistenz gegenüber den Eigenschaften von Laminaten ohne Folie, die bereits in Härtingszyklen mit geringen Heizraten erreicht wird. Dabei ist die Integrität der Interphase stark vom Härtingszyklus und der damit verbundenen Größe anhängig. Je breiter die Interphase ist, desto weiter breitet sie sich in die Faserarchitektur von Laminaten aus. Bei G_{IIC} -Proben erhöht sich dadurch die Risszähigkeit mit steigender Interphasenbreite. Der Einfluss der Heizrate und damit der Interphasenbreite ist in G_{IIC} -Tests nicht messbar.

Eine eindeutige Korrelation zwischen Interphasenmorphologie und Delaminationsresistenz konnte nicht festgestellt werden. Es wird davon ausgegangen, dass in erster Linie der hohe Anteil an zähem Thermoplast für die Eigenschaften verantwortlich ist und nicht eine bestimmte Mikrostruktur. Allerdings wird vermutet, dass die graduelle Struktur der Interphase vorteilhaft ist, um den Unterschied der verschiedenen Materialeigenschaften zwischen Thermoplastfolie und Epoxidharz zu überbrücken.

Eine detaillierte Analyse des Diffusionsprofils sollte Inhalt von weiterführenden Untersuchungen sein.

5 DANKSAGUNG

Die Autoren danken dem Bundesministerium für Bildung und Forschung für die Unterstützung des Vorhabens im Rahmen des MAI Carbon Clusters und dem Projekt MAIfo (Förderkennzeichen 03MAI08A). Des Weiteren gilt der Dank dem Lehrstuhl für Experimentalphysik II der Universität Augsburg für die Durchführung der Nanoindentationsversuche.

Literatur

- [1] Neitzel, M.; Mitschang, P.; Breuer, U. Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung
Carl Hanser Fachbuchverlag, 2014
DOI: 10.3139/9783446436978
- [2] Don, R.C.; Gillespie, J.W.; McKnight, S.H. Bonding techniques for high performance thermoplastic compositions
Patent US5643390
- [3] Hou, M. Thermoplastic Adhesive for Thermosetting Composites
Materials Science Forum, Vols. 706-709 (2012), S. 2968 - 2973
DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.706-709.2968
- [4] Ageorges, C.; Ye, L. Resistance welding of thermosetting composite / thermoplastic composite joints
Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, no. 32-11 (2001), S. 1603 - 1612
DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(00\)00183-4](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(00)00183-4)
- [5] Bucknall, C.B.; Partridge, I.K. Phase separation in epoxy resins containing polyethersulphone
Polymer, 24 (1983), S. 639 - 644
DOI: 10.1016/0032-3861(83)90120-9
- [6] Bucknall, C.; Gilbert, A.H. Toughening tetrafunctional epoxy resins using polyetherimide
Polymer, 30 (1989), S. 213 - 217
DOI: 10.1016/0032-3861(89)90107-9
- [7] Hodgkin, J.H.; Simon, G.P.; Varley, R.J. Thermoplastic toughening of epoxy resins: a critical review
Polymers for Advanced Technologies, 9 (1998), S. 3 - 10
DOI: 10.1002/(SICI)1099-1581(199801)9:1<3::AID-PAT727>3.0.CO;2-I
- [8] Di Pasquale, G.; Motta, O.; Recca, A. New high-performance thermoplastic toughened epoxy thermosets
Polymer, 38 (1997), S. 4345 - 4348
DOI: 10.1016/S0032-3861(96)01031-2

- [9] Williams, R.J.J.; Rozenberg, B.A.; Pascault, J.-P. Reaction-induced phase separation in modified thermosetting polymers
Advances in Polymer Science, 128 (1997), S. 95 – 156; DOI: 10.1007/3-540-61218-1_7
- [10] Kim, Y.-S.; Kim, S.-C. Properties of polyetherimide/dicyanate semi interpenetrating polymer network having the morphology spectrum
Macromolecules, 32 (1999), S. 2334 - 2341
DOI: 10.1021/ma981083v
- [11] Lestriez, B.; Chapel, J.-P.; Gérard, J.-F. Gradient interphase between reactive epoxy and glassy thermoplastic from dissolution process, reaction kinetics, and phase separation thermodynamics
Macromolecules, 34 (2001), S. 1204 - 1213
DOI: 10.1021/ma0012189
- [12] Heitzmann, M.T.; Hou, M.; Veidt, M. et al. Morphology of an interface between polyetherimide and epoxy prepreg
Advanced Materials Research, Vols. 393 - 395 (2012), S. 184 - 188
DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.393-395.184
- [13] Vandi, L.-J.; Hou, M.; Veidt, M. et al. Interface diffusion and morphology of aerospace grade epoxy co-cured with thermoplastic polymers
Proceedings of the 28th International Congress of the Aeronautical Sciences (ICAS), Brisbane, Australia, September, 2012
- [14] Oliver, W.C.; Pharr, G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments
Journal of Materials Research, vol. 7, no. 6 (1992), S. 1564 – 1583; DOI: 10.1557/JMR.1992.1564
- [15] Bruckbauer, P.; Weiland, F.; Beier, U. et al. Thermoplastic surfaces for joining of thermoset cfrp – effect of curing cycle on interfacial bond strength
Proceedings of the European Conference on Composite Materials, Munich, Germany, June 26 - 30, 2016
- [16] Varley, R.J. Reaction kinetics and phase transformations during cure of a thermoplastic-modified epoxy thermoset
Macromolecular Materials and Engineering, 292 (2007), S. 46 - 61; DOI: 10.1002/mame.200600275

- [17] Bruckbauer, P.; Weiland, F.; Beier, U. et al. Characterization of thermoplastic/thermoset combinations – potential application for joining
Proceedings of the European Conference of the Society for the Advancement of Material and Process Engineering (SAMPE), Amiens, France, September 15-17, 2015
- [18] Singh, S.; Partridge, I.K. Mixed-mode fracture in an interleaved carbonfibre/epoxy composite
Composites Science and Technology, no. 55 (1995), S. 319 - 327; DOI: 10.1016/0266-3538(95)00062-3
- [19] Hwang, S.-F.; Shen, B.-C. Opening-mode interlaminar fracture toughness of interply hybrid composite materials
Composites Science and Technology, no. 59 (1999), S. 1861 - 1869
DOI: 10.1016/S0266-3538(99)00047-0
- [20] Williams, M.L. The stress around a fault or crack in dissimilar media
Bulletin of the Seismological Society of America, no. 49, (1959), S. 199 - 204
- [21] Oyama, H.T.; Lesko, J.J.; Wightman, J. P. Interdiffusion at the interface between poly (vinylpyrrolidone) and epoxy
Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics, no. 35 (1997), S. 331 - 346
DOI: 10.1002/(SICI)1099-0488(19970130)35:2<331::AID-POLB10>3.0.CO;2-J
- [22] Rajagopalan, G. Diffusion of reacting thermosets into thermoplastics
Dissertation, University of Delaware, 1998

Bibliography

DOI 10.3139/O999.02012018
Zeitschrift Kunststofftechnik / Journal of Plastics
Technology 14 (2018) 1; page 35–56
© Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG
ISSN 1864 – 2217

Stichworte:

Faserverbundwerkstoff, Thermoplast, Duroplast, Interphase, PEI, Epoxidharz, Verbindungstechnologie

Keywords:

Fiber-reinforced Composite, Thermoplastic, Thermoset, Interphase, PEI, Epoxy Resin, Joining Technology

Autor / author

Dipl.-Ing. Philipp Bruckbauer
Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler
Lehrstuhl für Carbon Composites
Technische Universität München
Boltzmannstraße 15
D-85748 Garching

E-Mail: drechsler@lcc.mw.tum.de
Webseite: www.lcc.mw.tum.de
Tel.: +49 (0)89/289-15087
Fax: +49 (0)89/289-15097

Dr.-Ing. Uwe Beier
Airbus Helicopters Deutschland GmbH
Industriestraße 4
D-86609 Donauwörth

Herausgeber / Editors:Editor-in-Chief

Prof. em. Dr.-Ing. Dr. h.c. Gottfried W. Ehrenstein
Lehrstuhl für Kunststofftechnik
Universität Erlangen-Nürnberg
Am Weichselgarten 9
91058 Erlangen
Deutschland
Tel.: +49 (0)9131/85 - 29703
Fax: +49 (0)9131/85 - 29709
E-Mail: ehrenstein@lkt.uni-erlangen.de

Europa / Europe

Prof. Dr.-Ing. Dietmar Drummer, verantwortlich
Lehrstuhl für Kunststofftechnik
Universität Erlangen-Nürnberg
Am Weichselgarten 9
91058 Erlangen
Deutschland
Tel.: +49 (0)9131/85 - 29700
Fax: +49 (0)9131/85 - 29709
E-Mail: drummer@lkt.uni-erlangen.de

Amerika / The Americas

Prof. Prof. hon. Dr. Tim A. Osswald, verantwortlich
Polymer Engineering Center, Director
University of Wisconsin-Madison
1513 University Avenue
Madison, WI 53706
USA
Tel.: +1 608/263 9538
Fax: +1 608/265 2316
E-Mail: osswald@enr.wisc.edu

Verlag / Publisher:

Carl-Hanser-Verlag GmbH & Co. KG
Wolfgang Beisler
Geschäftsführer
Kolbergerstraße 22
D-81679 München
Tel.: +49 (0)89/99830-0
Fax: +49 (0)89/98480-9
E-Mail: info@hanser.de

Redaktion / Editorial Office:

Dr.-Ing. Eva Bittmann
Christopher Fischer, M.Sc.
E-Mail: redaktion@kunststofftech.com

Beirat / Advisory Board:

Experten aus Forschung und Industrie, gelistet unter
www.kunststofftech.com