

**Replikationstechniken zur Herstellung
einmodiger integriert-optischer Komponenten
aus neuartigen und kommerziellen Polymeren**

von der Fakultät für Elektrotechnik
und Informationstechnik der
Universität Dortmund
genehmigte

Dissertation

zur Erlangung des Akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften

von
Matthias Maluck,
Itzehoe

Tag der mündlichen Prüfung: 26.01.2007

Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. A. Neyer
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. K. Schumacher

Inhaltsverzeichnis

INHALTSVERZEICHNIS	I
DANKSAGUNG	V
1 EINLEITUNG	1
1.1 HISTORISCH-TECHNOLOGISCHER HINTERGRUND.....	1
1.2 ZIEL UND STRUKTUR DER ARBEIT	4
2 MARKTSITUATION	5
2.1 BANDBREITEN INTENSIVE INTERNETAPPLIKATIONEN	5
2.2 NETZINFRASTRUKTUR UND HERSTELLERMARKT.....	7
2.3 FAZIT.....	11
3 GRUNDLAGEN.....	13
3.1 THEORIE UND DESIGN INTEGRIERT-OPTISCHER SINGLEMODE-KOMPONENTEN	13
3.1.1 <i>Einmodige Glasfasertechnik</i>	13
3.1.2 <i>Schwach führende quadratische Singlemode-Wellenleiter</i>	13
3.1.3 <i>Faser-Wellenleiterkopplung</i>	14
3.1.4 <i>'Slab-coupled waveguides'</i>	14
3.1.5 <i>Digitale optische Schalter</i>	15
3.1.6 <i>MMI (Multimode-Interferenz-Koppler)</i>	17
3.1.7 <i>Variable optical attenuator (VOA)</i>	17
3.1.8 <i>AWG (Arrayed Waveguide Gratings)</i>	18
3.2 OPTISCHE POLYMERE	19
3.2.1 <i>Optische Transparenz</i>	19
3.2.2 <i>Optischer Brechungsindex</i>	21
3.2.3 <i>Thermische Stabilität</i>	22
3.2.4 <i>Trocknung und Vernetzung</i>	24
3.2.5 <i>Thermischer Ausdehnungskoeffizient (CTE)</i>	25
3.2.6 <i>Elastizität und Benetzbarkeit</i>	25
3.3 HERSTELLUNGSTECHNOLOGIEN	25
3.3.1 <i>Nichtreplikative Herstellung</i>	26
3.3.2 <i>Aktueller Entwicklungsstand im Bereich nicht-replikativer Herstellungstechniken</i>	30
3.3.3 <i>Replikative Herstellung</i>	35
3.3.4 <i>Aktueller Entwicklungsstand im Bereich Replikationstechniken</i>	41
3.4 MASTERHERSTELLUNG.....	41
3.4.1 <i>Nickelgalvanik</i>	43
4 SINGLEMODE-KOMPONENTEN AUF THERMOPLASTBASIS.....	45
4.1 HEIßPRÄGEN VON TPX™	45
4.1.1 <i>Materialeigenschaften von TPX</i>	45

4.1.2	<i>Heißprägeprozess auf TPX-Basis</i>	46
4.2	MIKRO-SPRITZGUSS.....	51
4.2.1	<i>Standardspritzguss von Datenträgern</i>	51
4.2.2	<i>Mikro-Spritzguss auf PC-Basis</i>	52
4.2.3	<i>Mikro-Spritzguss auf TPX-Basis</i>	55
4.3	LAMINATION.....	57
4.3.1	<i>PLC auf Polycarbonat-Basis</i>	57
4.3.2	<i>PLC auf TPX-Basis</i>	59
5	SINGLEMODE-KOMPONENTEN AUF ELASTOMERBASIS	67
5.1	PDMS ALS KERN- UND MANTELMATERIAL.....	67
5.1.1	<i>Wellenleiterkomponenten in Standard-Rakeltechnik</i>	70
5.1.2	<i>Folien-Rakeltechnik</i>	75
5.2	FLUORIERTE POLYSILOXANE	81
5.3	PFPE (PERFLUORIERTE POLYETHER)	82
5.3.1	<i>Synthese</i>	83
5.3.2	<i>Kommerziell verfügbares PFPE</i>	84
6	KONZEPTE ZUR PASSIVEN FASERKOPPLUNG	91
6.1	RAKELTECHNIK	91
6.2	SPRITZGUSS	92
7	ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK	95
8	PROZESS- UND MESSTECHNIK	97
8.1	PROZESSTECHNIK	97
8.1.1	<i>Photolithographische Masterherstellung</i>	97
8.1.2	<i>Sputter</i>	97
8.1.3	<i>Galvanik</i>	97
8.1.4	<i>Heißprägen</i>	98
8.1.5	<i>Spritzguss</i>	98
8.1.6	<i>Lamination</i>	98
8.2	MATERIAL-SYNTHESE	99
8.2.1	<i>Initiatoren</i>	99
8.2.2	<i>Bulkprobenherstellung</i>	99
8.3	MATERIALCHARAKTERISIERUNG	100
8.3.1	<i>Optischer Brechungsindex</i>	100
8.3.2	<i>Optische Absorbti onsspektren</i>	100
8.4	OBERFLÄCHENCHARAKTERISIERUNG	100
8.4.1	<i>REM-Aufnahmen</i>	100
8.4.2	<i>Laser-Profilometrie</i>	100
8.4.3	<i>Weißlichtinterferometrie</i>	100
8.5	INTEGRIERT-OPTISCHE KOMPONENTEN	101

8.5.1	<i>Wellenleitereinfügedämpfung & Cutback</i>	101
8.5.2	<i>Polarisationsabhängiger Verlust (PDL)</i>	101
8.5.3	<i>Nahfeldmessungen</i>	102
9	LITERATUR	103
10	ABKÜRZUNGEN UND MARKENNAMEN	111
11	LEBENS LAUF	115

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 2001 bis 2006 am Arbeitsgebiet Mikrostrukturtechnik der Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik an der Universität Dortmund unter Anleitung von Prof. Dr. A. Neyer. Den Rahmen bildete das EU-geförderte Forschungsprojekt "APPTech" (All Polymer Photonic Technologies) im IST-Rahmenprogramm (Information Society Technologies.) Für das Zustandekommen und die Finanzierung des Projekts sei allen Beteiligten an dieser Stelle gedankt.

Herrn Prof. Dr. A. Neyer danke ich für die interessante Themenstellung, die vielfältigen Anregungen, die Betreuung dieser Arbeit und die außerordentlich guten Arbeitsbedingungen an seinem Arbeitsgebiet.

Mein besonderer Dank gilt allen Mitarbeitern, Studenten und Praktikanten des Arbeitsgebietes Mikrostrukturtechnik und des Lehrstuhls für Hochfrequenztechnik für das hervorragende Arbeitsklima und die hohe Kooperationsfreudigkeit. Insbesondere danke ich Dr. rer. nat. Matthias Jöhnck, der mir besonders in der Anfangs- und Korrekturphase der Arbeit beratend zur Seite stand, Dipl.-Phys. Oliver Kaiser für die Zusammenarbeit im APPTech-Projekt, Dipl.-Phys. Stefan Kopetz für die fruchtbare Kooperation besonders im Bereich der Silikone, Dipl.-Phys. Erik Rabe für die lithographische und galvanische Vorformherstellung, Dipl.-Phys. Markus Fleger für seine Hilfe in der Plasma- und Beschichtungstechnik und Dipl.-Ing. Axel Rudzinski für zahlreiche REM-Aufnahmen und DSC-Messungen. Dr. Ing. Björn Wittmann danke ich für die hochauflösenden REM-Aufnahmen und die Unterstützung bei der Korrektur. Die Studenten Thomas Dienwiebel, Thomas Müller, Abdul Kaldirim und Emir Gülec haben durch ihre Diplomarbeiten besonders zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen. Auch allen hier nicht namentlich genannten sei dennoch ausdrücklich gedankt.

Herrn Uwe Reimers und Dr. Stefan Klahn von der Firma OK Media Disc in Nortorf sei herzlich für die fruchtbare Zusammenarbeit im Bereich des Spritzgusses gedankt.

Meinen Eltern, Geschwistern und Freunden danke ich, dass sie meine Arbeit immer unterstützt haben.

1 Einleitung

1.1 Historisch-technologischer Hintergrund

Das 'Platzen der Dotcom-Blase' im Jahre 2000 markiert einen vorläufigen Höhepunkt eines Booms im optischen Telekommunikationsmarkt, dessen Wurzeln weit in die Geschichte der Menschheit zurückreichen. So dokumentiert die Anwendung von Fackelsignalen und Rauchzeichen im 5. Jahrhundert vor Christus die frühzeitige Nutzung des Grundprinzips der optischen Nachrichtenübertragung [1]. In der ersten Hälfte des 19. Jahrhunderts etablierte sich die auf Semaphoren (Flügeltelegrafen) basierende optische Telegrafie [2]. Sie wurde aber wenig später in der zweiten Hälfte des gleichen Jahrhunderts durch die aufkommende elektrische Telegrafie verdrängt. Erst die Entwicklung des Lasers 1960 und der nachrichtentechnisch nutzbaren Glasfaser 1969/70 legten die technische und ökonomische Basis für den Durchbruch der fasergebundenen optischen Weitverkehrstechnik [3]. Die Glasfaser bietet gegenüber elektrischer Datenübertragung und Funktechnik die Vorteile geringer Dämpfung bei hoher Bandbreite, Immunität gegenüber elektro-magnetischer Interferenz und Übersprechen, geringem Gewicht und kostengünstiger Herstellung [4]. Im Weitverkehrsbereich wurden deshalb in den 1980er Jahren die drahtgebundenen Techniken weitgehend durch Glasfasertechnik ersetzt.

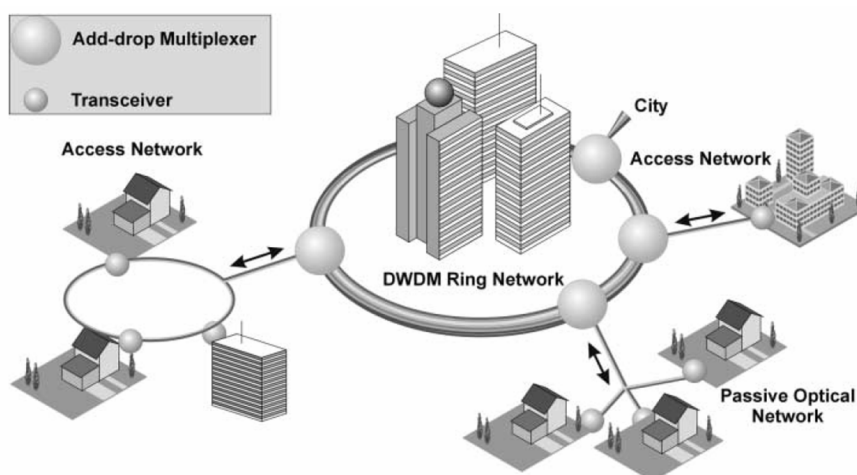


Bild 1.1: Endabnehmer-Anschlüsse über 'Access Networks' und PON (Passive optical network) an MAN (Metropolitan area network) und WAN (Wide Area Network) [5]

Allerdings war bereits 1972 vorgeschlagen worden, die optischen Datenleitungen nicht nur im Backbone-Bereich, sondern bis zum Endabnehmer (Fibre To The Home - FTTH) oder zumindest bis an die Verteilerstelle (Fibre To The Curb - FTTC) zu installieren (vgl. Bild 1.1) [6]. Das sollte dem zunehmenden Bedarf an immer höheren Übertragungsraten Rechnung tragen. In diesem Zuge entstand auch die Vision des

optisch transparenten Netzwerks (all optical network), in dem optische Signale in den Knotenpunkten ohne aufwändige und kostenträchtige elektro-optische Konversion von der Datenquelle zur -senke gelenkt werden (all optical routing) [7, 8].

Integrierte Optik

Obwohl Glasfasern hervorragend für die Übertragung optischer Signale geeignet sind, erweisen sie sich für komplexe, hochverdichtete optische Schalttechnik als völlig ungeeignet [9]. So entstand der Bedarf nach möglichst kompakten Komponenten, die optische Signale verteilen, schalten, filtern, verstärken und selektiv aus- bzw. einkoppeln können [10]. Dies leistet die 'integrierte Optik', deren Bezeichnung Miller 1969 prägte [11]. Sie versprach in Analogie zur Mikroelektronik durch den Ansatz, unterschiedliche diskrete Komponenten zu miniaturisieren und auf einem Chip zu integrieren, neben der Senkung der Fertigungskosten auch Platz- und Gewichtersparnis, geringere Schaltzeiten, höhere Verlässlichkeit, geringeren Energieverbrauch und damit geringeren Klimatisierungsaufwand [4].

Nichtpolymere integriert-optische Komponenten

Der derzeit am weitesten verbreitete technologische Ansatz zur Herstellung integriert-optischer Komponenten oder auch PLC (Planar Lightwave Circuit) ist die Silica-on-Silicon-Technologie. Dennoch sind auch nach drei Jahrzehnten intensiver Forschung grundlegende Nachteile dieser Technologie noch nicht ausgeräumt. So führen die hohen Prozesstemperaturen bei der CVD (Chemical Vapour Deposition) oder Flammhydrolyse zur Silica-Abscheidung zu spannungsinduzierter Doppelbrechung und Streuung und zu Schwierigkeiten bei der Faserkopplung wegen der Wölbung der Chips. Die RIE-basierte (Reactive Ion Etching) Strukturierung führt durch raue Seitenwände zu Wellenleiterverlusten und weiterer Polarisationsabhängigkeit. Diese Effekte können zwar durch verschiedene Maßnahmen kompensiert werden, erhöhen aber den Umfang und die Komplexität des Prozess weiter. Der maximal erreichbare Brechungsindexhub beträgt außerdem lediglich 1,5 % und bei der Herstellung insbesondere von komplexeren Bauteilen, wie AWGs (Arrayed Waveguide Gratings), ist eine Ausbeute unterhalb 10 % die Norm [9].

Die Silicon-on-Insulator-Technologie nutzt seit einigen Jahren erhältliche Silizium-Wafer, die eine vergrabene SiO_2 -Schicht enthalten (SOI-Wafer). Der Wellenleiter wird in der oberen Silizium-Lage als Rippenwellenleiter strukturiert. Die Wafer sind allerdings teuer, die Wellenleiter aufgrund ihrer unsymmetrischen Form polarisationsempfindlich und durch den hohen Brechungsindex des Kerns entstehen hohe Fresnelverluste bei der Faserkopplung.

Lithiumniobat (LiNbO_3) ist wegen seiner hohen elektro-optischen und akusto-optischen Koeffizienten und der einfachen Prozessierung interessant. Die Wellenleiterstrukturen werden durch Titan- und Nickeldiffusion oder Protonenaustausch erzeugt. LiNbO_3 hat

allerdings eine verhältnismäßig hohe optische Dämpfung und eine hohe Doppelbrechung.

Material System	Propagation Loss (dB/cm)	Fiber Coupling Loss (dB/interface×2 or dB/chip)	Refractive Index n	Index Contrast (Δn) Range in Waveguide	Birefringence	T/O Coef. dn/dT (K^{-1})
Silica [SiO_2] Fiber	2×10^{-6} (SMF-28)	0.1 (Splice)	1.47 (SMF-28)	0.4% (SMF-28)	10^{-7} - 10^{-5}	10^{-5}
Silica [SiO_2] (Silica on Silicon, etc.)	0.1	0.5	1.44-1.47	0-1.5% (Channel)	10^{-4} - 10^{-2}	10^{-5}
Silicon [Si] (Silicon on Insulator, etc.)	0.1	1.0	3.4757	70% [range=0] (SOI Rib)	10^{-4} - 10^{-2}	1.8×10^{-4}
Silicon Oxynitride [SiO_xN_y]	0.1	1.0	SiO_2 : 1.44-1.47 Si_3N_4 : 1.9905	0-30% [30%: Si_3N_4 core] (Channel, SiO_2 clad)	10^{-3} - 5×10^{-6}	10^{-5}
Lithium Niobate [$LiNbO_3$]	0.5	2.0	$n_o=2.2125$ $n_e=2.1377$	0-0.5% (Channel)	10^{-2} - 10^{-1}	10^{-5}

Tabelle 1.1: Eigenschaften der wichtigsten nicht-polymeren Materialien in der integrierten Optik bei 1550 nm incl. Vergleich zur Glasfaser (T/O = thermo-optisch, E/O = elektro-optisch) [9]

Die verhältnismäßig junge Technologie der Siliziumoxinitrid-Wellenleiter basiert auf Claddingschichten aus SiO_2 und einem RIE-strukturierten Wellenleiterkern aus SiO_xN_{1-x} . Durch den Nitridanteil kann der Brechungsindex des Wellenleiterkerns theoretisch auf bis zu fast 2 eingestellt werden. Zumeist wird er aber nicht höher als 1,51 gewählt, um die Streuverluste nicht zu stark in die Höhe zu treiben. Außerdem tendieren Wellenleiter mit höherem Nitridanteil zu erhöhter Dämpfung durch steigende Belastung mit Wasserstoff und zu erhöhter Fragilität der Schichten. Durch die hohe Brechungsindexdifferenz können sehr kleine Biegeradien erzeugt werden. Die wesentlichen Nachteile liegen hier wiederum in langen Prozesszeiten und der Polarisationsabhängigkeit der unsymmetrischen Wellenleiter [12].

Polymere PLC

Die Idee, Polymere als Basismaterial für PLC-Komponenten zu verwenden, geht in die Anfangsphase der Entwicklung der integrierten Optik zurück. So demonstrieren Ulrich et al. 1972 in PMMA (Polymethylmethacrylat) heißgeprägte und mit einem Cyclohexylmethacrylat-Kern versehene Wellenleiter [13]. 1974 wird von Chandross et al. die Technik des Photolocking eingeführt (vgl. Kap. 3.3.1) [14]. Der Vorteil von Polymeren wurde bereits damals in ihrer einfachen Prozessierbarkeit und der damit verbundenen ökonomischen Überlegenheit gegenüber nicht polymerbasierten Technologien gesehen. Ein weiterer entscheidender Vorteil ist der hohe thermo-optische Koeffizient (TOC) von Polymeren, der 1989 von Diemer et al. erstmals zur Herstellung eines polymeren optischen Schalters genutzt wurde [15]. Die gleichzeitig geringe thermische Leitfähigkeit macht nur geringe Heizleistungen notwendig [16]. Des Weiteren weisen polymere Wellenleiter in der Regel eine um zwei Größenordnungen geringere Doppelbrechung auf [9]. Eine Besonderheit polymerer integriert-optischer Komponenten liegt allerdings in der Möglichkeit der replikativen Herstellung der

Komponenten. Während allerdings nicht-replikativ hergestellte polymere Wellenleiterkomponenten bereits Marktreife erlangt haben (vgl. Kap. 3.3.2), befindet sich die replikative Herstellung noch im Entwicklungsstadium (vgl. Kap. 3.3.4). An diesem Punkt setzt die vorliegende Arbeit an.

1.2 Ziel und Struktur der Arbeit

Ziel der Arbeit ist die Entwicklung eines Replikationsprozesses zur Herstellung einmodiger, integriert-optischer Wellenleiterkomponenten in Polymeren. Dafür geeignete Materialien sollen hergestellt oder kommerziell erhältliche identifiziert werden. Vor dem Hintergrund einer möglichen Überführung in die industrielle Fertigung muss der Prozess eine ausreichende Toleranz gegenüber prozesstechnischen Schwankungen (Materialeigenschaften, Prozessparameter, Umgebung) besitzen.

Nach einer Beleuchtung der Marktsituation der Telekommunikationsbranche im folgenden Kapitel werden in Kapitel 3 theoretische Grundlagen einmodiger PLC-Komponenten und verschiedener funktioneller Elemente vorgestellt. Das Anforderungsprofil an optische Polymere, bestehende Herstellungstechnologien und die Masterherstellung werden ebenfalls in diesem Kapitel präsentiert. Die Entwicklung, Herstellung und Charakterisierung von Singlemode-PLC auf Thermoplastbasis werden in Kapitel 4, die von Komponenten auf Elastomerbasis in Kapitel 5 vorgestellt. Kapitel 6 beleuchtet die Möglichkeit, im Rahmen der entwickelten Technologien Glasfasern passiv an die PLC anzukoppeln. Kapitel 7 schließt die Arbeit mit Zusammenfassung und Ausblick ab.

2 Marktsituation

Spätestens seit dem Platzen der "dotcom-" oder auch "New-Economy"-Blase gleich zu Anfang dieses Jahrtausends, relativiert sich das noch in den 1990er Jahren angenommene explosionsartige Wachstum des IP-Traffic-Volumens, das auf eine Verdoppelung im 100 Tage-Rhythmus geschätzt wurde [17]. Damit stellt sich die Frage, ob der im Rahmen dieser Arbeit vorausgesetzte Massenmarkt für integriert optische Komponenten wirklich vorhanden oder zumindest absehbar ist.

Im Folgenden wird zuerst ein Überblick über aktuelle, aufkommende und visionäre Bandbreiten relevante Internetdienste und deren Mehrwert gegeben. Darauf folgt eine kurze Analyse des Marktgeschehens im Bereich der Netzinfrastruktur während und nach dem Zusammenbruch des Telekommunikationsmarktes im Jahre 2001 bis heute. Abschließend folgt eine Einschätzung, ob die Annahme eines Massenmarktes realistisch oder eher illusorisch ist.

2.1 Bandbreiten intensive Internetapplikationen

Obwohl die Konvergenz von Festnetztelefonie, Fernsehen und der Datenübertragung ("Triple Play") und der damit verbundene Bedarf an Bandbreite vielfach als treibende Kraft für den wachsenden Bandbreitenbedarf vorgebracht wird, bleibt die Aussage, wie viel Bandbreite zu welchem Zeitpunkt wirklich nötig ist, wenig greifbar. Neben den etablierten Diensten, wie Email, http (hypertext transfer protocol), ftp (file transfer protocol) befindet sich die Internettelefonie "Voice over IP" (VoIP) im Durchbruch. Diese nutzt Leitungskapazitäten um ein vielfaches besser als konventionelle Festnetztechnik aus, da pro Gespräch keine eigene Standleitung geschaltet werden muss. Außerdem bietet sie den Vorteil der dezentralen Vermittlung und der ortsungebundenen Nummernvergabe. Die deutsche Telekom wird Ihr gesamtes Netz bis "deutlich vor dem Jahr 2020" auf diese Technik umstellen [18]. Der weltweite Markt wird für 2010 auf 1 Billion \$ geschätzt [19]. Ohne Anwendung eines Komprimierungsalgorithmus wird pro Kanal eine Datenrate von typisch 64 kBit/s benötigt.

IPTV und VoD (Video-on-Demand)-Dienste beginnen Fuß zu fassen. Vorteile dieser Dienste sind die praktisch beliebig große Anzahl an Programmen und Aufzeichnungen und die Möglichkeit der Interaktion. So bietet die belgische Belgacom IPTV und VoD im Rahmen Ihrer FTTH-Anschlüsse an. Obwohl entsprechende Angebote zurzeit noch rar sind, belief sich der IPTV-Markt in Europa im Jahr 2005 bereits auf 262 Mio. \$ und soll auf 2,5 Mrd. \$ im Jahr 2009 wachsen [20]. Weltweite Investitionen in IPTV steigen laut [21] von 300 Mio. \$ im Jahr 2004 auf 4,5 Mia \$ bis 2009. Die benötigte Bandbreite liegt bei mindestens 1,8 MBit/s für ein PAL-Signal (MPG4-komprimiert) und 6-16 MBit/s für ein HDTV-Signal. Gleichzeitig sind erste Produkte am Markt, die zu Hause empfangene TV-Sender [22] oder aber auf dem PC vorhandene Medien-Dateien [23], wie Videos oder Audiodateien weltweit zum Abruf bereitstellen. Des Weiteren

bieten Video-Konferenzen neben dem Blickkontakt der Teilnehmer die Möglichkeit einer gemeinsamen Arbeitsplattform, also beispielsweise das Einspielen von Präsentationen oder die gemeinsame Arbeit an einem Whiteboard. Reisekosten und Reisezeit entfallen. Die benötigte Bandbreite ist in starkem Maße von der Anzahl der Teilnehmer und der Qualität der bewegten Bilder abhängig.

Peer-to-Peer-Netzwerke ('P2P') erlauben die Nutzung von Rechenleistung, Speicher- und Bandbreiten-Ressourcen räumlich verteilter Computersysteme. Zwar haben diese Plattformen in den letzten Jahren durch die Verbreitung urheberrechtlich geschützten Materials einen eher negativen Ruf erhalten, es gibt aber eine deutliche Tendenz, das P2P-Konzept für rechtlich einwandfreie, Gewinn bringende Anwendungen einzusetzen [24]: Beispielsweise wird unter Leitung der Pennsylvania State University im Rahmen des Projektes *LionShare* eine Reihe von Netzwerken aufgebaut, die "zwischen Individuen und Ausbildungseinrichtungen [...] den legitimen, gemeinsamen Dateizugriff auf die verschiedensten Sorten akademischer Informationen" bietet [25]. Hierzu gehören z.B. Videos, Bilder-Sammlungen oder Präsentationen [24]. Der Bandbreitenbedarf variiert von Fall zu Fall enorm.

So genannte SANs (Storage-area networks) sorgen für eine ortsferne Speicherung von Daten. Nur so kann das Risiko von Datenverlusten durch Defekte, Zerstörung, Diebstahl und versehentliches Löschen mittels einer einzigen Technik vermieden werden. Diese 'Remote-Backups' erfreuen sich bereits heute besonders im kommerziellen Bereich einer steigenden Nachfrage [26]. Aber auch im privaten Bereich finden sich erste Angebote, Sicherheitskopien großer Datenmengen, z.B. von Foto- & Video-Sammlungen, ortsfern anzulegen [27, 28]. Die Firmen Microsoft und Google planen jeweils Online-Speicherdienste ('Windows Live Drive' bzw. 'GDrive'). Auf Daten soll ein Zugriff von jedem Online-Zugang aus möglich sein [29]. Praktikable Bandbreiten liegen im Bereich mehrerer 10 MBit/s.

Das Konzept des verteilten Rechnens (Distributed Computing oder auch Grid Computing) befindet sich in der Entwicklung und Standardisierung. Bei dieser Technik wird zur Verarbeitung riesiger Datenmengen aus Forschung und Wirtschaft die Rechenleistung von PCs auf der ganzen Welt genutzt. Die vom Nutzer installierten Programme nehmen lediglich die brachliegende Rechenleistung in Anspruch. Diese liegt bei einem durchschnittlichen PC bei 95 % [30].

Das 1999 von der Universität Berkeley gestartete Seti@home-Projekt, welches durch Auswertung der Daten eines Radioteleskops nach außerirdischer Intelligenz sucht, bedient sich dieser Technik bereits [31]. Das Projekt climateprediction.net simuliert die künftige Entwicklung des Weltklimas. Im Juni 2006 rechneten 34.000 Computer parallel [32]. Der neue Teilchenbeschleuniger LHC (Large Hardon Collider) am CERN in Genf verursacht pro Sekunde 1,5 GByte Daten. Die Auswertung wäre selbst auf einem aktuellen Supercomputer nicht möglich. Neben dem Beschleuniger wird daher außerdem ein weltweites Computer-Grid für die Auswertung der Daten entwickelt [30]. Eine weitere Auswahl von Anwendungsmöglichkeiten bieten die Auswertung von

Crashtests oder Finanzdaten, der Animation, Simulation biochemischer Prozesse in Proteinen, Wirkstoffsimulation in der Pharmazie, im Katastrophenmanagement oder der Produktion und Prozessplanung im Automotive-, sowie Luft- und Raumfahrtbereich. So lässt sich erahnen, dass das Grid-Computing aufgrund seiner enormen Möglichkeiten das Potential zu einer "zweiten digitalen Revolution" hat [30]. Das untermauert auch die Förderung durch EU-Projekte mit einem Gesamtbudget von 52 Mio. Euro. Der Bandbreitenbedarf solcher Systeme ist stark abhängig von der jeweiligen Anwendung und geht bis in den Bereich vieler GBit/s.

2.2 Netzinfrastruktur und Herstellermarkt

Zusammenbruch des Telekommunikationsmarktes

Die weit überzogen Annahmen bzgl. des Bandbreitenwachstums manifestierten sich im Jahr 2001 an einem massiven Einbruch im Telekommunikationsmarkt. Das Wachstum der weltweit installierten Bandbreite sank von annähernd 400 % im Jahr 2000 auf etwa 50% im Jahr 2004 (Bild 2.2) [17].

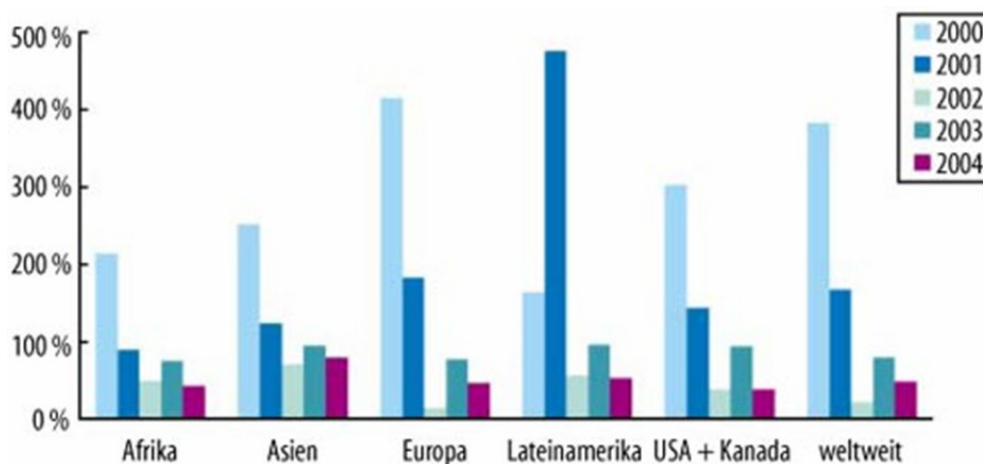


Bild 2.2: Weltweites IP-Bandbreitenwachstum in Prozent [33]

Der Umsatz im optische Netzwerkmarkt stürzte nach seinem Höhepunkt von 30 Mrd. \$ im Jahr 2000 auf 8,3 Mrd. \$ im Jahr 2003 ab [34]. Von 2001 bis 2005 sank der Marktpreis zur Durchleitung von IP-Paketen um jährlich etwa die Hälfte [17]. Im unternehmerischen Bereich schlug sich die Entwicklung in Insolvenzen und der Einleitung von Konsolidierungsmaßnahmen nieder. So hatte das Unternehmen KPNQWest, welches als Joint Venture des US-amerikanischen Telekommunikationsunternehmens Qwest und der niederländischen Telefongesellschaft KPN 1999 gegründet worden war, in Europa bis Anfang 2002 20.000 km Glasfaser mit einem Kreditaufwand von zwei Milliarden Euro installiert. Ende Mai 2002 folgte die Insolvenz des Unternehmens [35]. Zu diesem Zeitpunkt flossen 25-40 % des europäischen Datenverkehrs durch die Netze des Carriers. Der amerikanische

Telekomausrüster Lucent Technologies meldete Quartalsverluste von 8,8 und 7,9 Milliarden \$ im vierten Quartal 2001 bzw. im dritten Quartal 2002 (Bild 2.3).

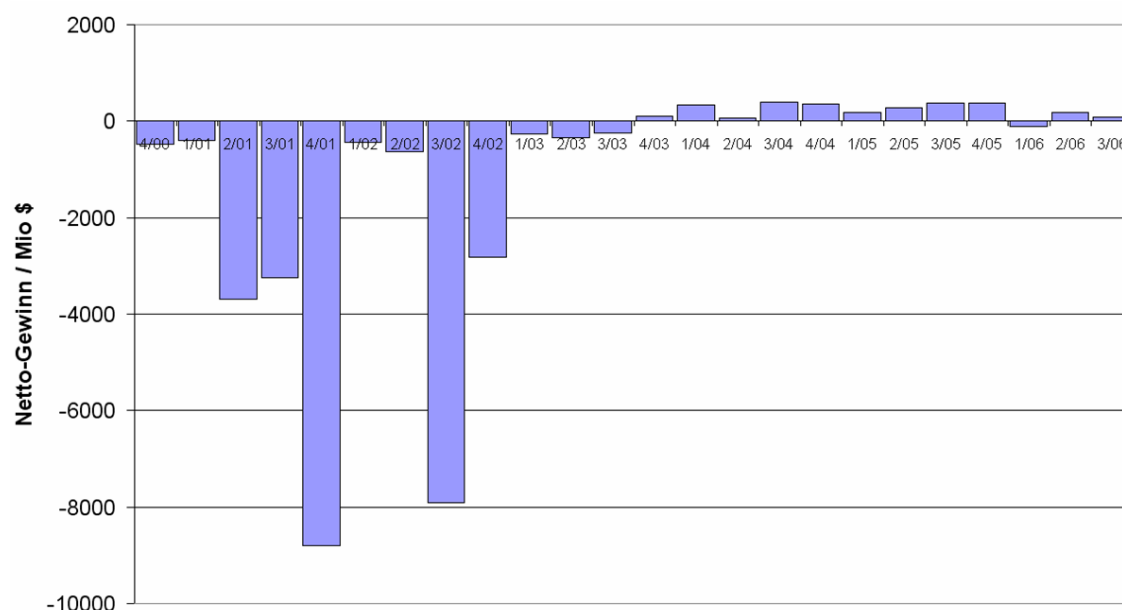


Bild 2.3: Nettogewinnentwicklung von Lucent Technologies mit Rekordverlusten von 8,8 Milliarden Dollar im 4. Quartal 2001 [36]

Nortel verbuchte 19 Milliarden Dollar Verluste in einem einzigen Quartal [37]. Die trotz allem fortgeführte Entwicklung im F&E-Bereich kommentierte der Marktforscher Yole Développement in einer Meldung über die OFC-Konferenz im April 2002: "Interesting products, but for which market?" [38].

Hintergrund des Niedergangs

Treibender Faktor des Niedergangs waren, wie bereits erwähnt, nicht erfüllte Erwartungen des Bandbreitenbedarfs. IPTV und Video-on-Demand-Angebote waren als 'Killer-Applikation' angekündigt worden. Es gab aber im Jahr 2000 keine Anzeichen einer baldigen Marktdurchdringung entsprechender Dienste. Der Telekommarkt hatte sich offensichtlich "so überladen, dass niemand die Kante der Klippe bemerkte. 2001 [...] realisierten viele Firmen, dass sie mit Luft gehandelt hatten." [39].

Der Grund für den Niedergang lag aber nicht nur in der Überschätzung der Entwicklung des Bandbreitenbedarfs. Die erfolgreiche Entwicklung der WDM-Technik (Wave Division Multiplexing) erlaubte plötzlich, weit über 100 Kanäle über eine einzige Glasfaser zu übertragen. Das machte den Ausbau weitläufig unnötig. So wird Andrew Odlyzko, Direktor des Digital Technology Centers der Universität von Minnesota und früherer AT&T Lab Research Direktor, in [37] zitiert: "Der Ausbau hätte sehr viel Sinn gemacht, wenn nicht WDM dazwischen gekommen wäre." Die gleichzeitige Erhöhung der Datenrate pro Kanal auf heute bis zu 40 GBit/s verschärft diese Situation noch. Die Übertragung von 1800 Gigabit/s mittels DWDM und optischer Verstärker (EDFA) über eine einzelne Faser und eine Distanz von 7000 km im Jahr 2001 spricht für sich [40].

Eine weitere Rolle spielten außerdem die Investoren, die kurzfristig die weitere Unterstützung verweigerten. Sie wurden daraufhin kritisiert, übertriebene Erwartungen an den Markt gehabt und nicht dessen langfristiges Potential gesehen zu haben [37].

Weitverkehr

In den Jahren 2003/2004 wurde die Talsohle im Telekommunikationsmarkt durchschritten [26]. Die Umsätze steigen seit 2003 wieder moderat. Dennoch befindet sich die Industrie auch in den Jahren 2005 und 2006 noch in der Restrukturierungsphase. Die Telekom ausrüster Alcatel und Lucent beabsichtigen, sich zum weltweit größten Anbieter von Telekom- und Internettechnologie zusammenzuschließen [41]. Bereits im Herbst 2005 kaufte die schwedische Firma Ericsson den britischen Konkurrenten Marconi [42]. JDSU, einer der größten Supplier am Markt, ist dabei, Produktionsstandorte in Billiglohnländer zu verlegen [43]. Gleichzeitig trieb JDSU 2005 aufgrund der weltweiten Auslastung der Produktionsstandorte im Komponentenbereich von 25 % (Stand 2005) den Abbau von Überkapazitäten voran [34]. Grundsätzlich sah JDSU 2005 aber ein starkes Marktwachstum [43]. Dabei hat sich eine Verschiebung der Marktanteile vom WAN (Wide Area Network) zum MAN (Metropolitan Area Network) ergeben. So wuchs der weltweite Fasermarkt zwar von 58 Mio. km verkaufter Faser in 2004 auf 68 Mio. km in 2005. Davon machte der Metro- und Access-Markt 85 % des Faserbedarfs aus [44]. Der Marktforscher Infonetics Research geht davon aus, dass dieser Anteil bis zum Jahre 2009 auch etwa konstant bleibt [45].

Aber auch der WAN-Markt wächst: So schloss die Deutsche Telekom Anfang 2005 mit dem Hersteller Marconi einen Dreijahresvertrag zum Ausbau des T-Com-Backbones ab. Mit der 'Multihaul 3000' Plattform von Marconi sollen mittels DWDM bis zu 3,2 Terabit/s (80 Kanäle á 40 GBit/s) übertragen werden [46]. Des Weiteren schloss die Deutsche Telekom im Juni 2006 Verträge um ihre Kapazität im transkontinentalen Verkehr zwischen Europa und den USA im Laufe des Jahres von 180 GBit/s auf 270 GBit/s zu erhöhen. Innerhalb der folgenden zwei Jahre soll auf 360 GBit/s erweitert werden [47].

Endabnehmerbereich

Im Endabnehmerbereich zeigen sich regional unterschiedliche Bilder: In Europa bleibt der Glasfaseranschluss ein Nischenprodukt. Einzelne FTTH-Projekte finden sich in Italien ('FastWeb'), in Österreich (Telekom Austria), Belgien (Belgacom), Frankreich ('Iliad's Free Service'), Norwegen ('Lyse') und Schweden ('B2') [20]. Erst für 2008 wird erwartet, dass 40 % aller Haushalte in Europa einen Breitbandanschluss - zumeist auf DSL-Basis - haben [48]. In naher Zukunft wird in Deutschland bei den schnellen Breitbandanschlüssen das Kupferkabelgebundene VDSL (Very High Speed DSL) dominieren. Bei dieser Hybridlösung endet die Glasfaser an einer Verteilerstelle außerhalb der Vermittlungsstellen. Über ein 'Outdoor-DSLAM' (DSL-Access-Multiplexer) wird das optische Signal auf das Festnetz-Kupferkabel umgesetzt. So sind bei Leitungslängen unterhalb etwa 300 m 50 MBit/s, unter optimalen Bedingungen

sogar 100 MBit/s möglich. Abweichend davon beabsichtigen die Stadtwerke der Stadt Schwerte (NRW, 50.000 Einwohner) flächendeckend FTTH zu installieren. Hintergrund ist die Erwartung, dass die deutsche Telekom im Schwerter Stadtgebiet vorerst nicht in VDSL-Anschlüsse investieren wird [49].

In den USA und Asien werden FTTH-Projekte deutlich forciert angegangen. Ähnlich dem genannten Beispiel der Stadt Schwerte besteht in den USA die Tendenz, 'FTTH-Inseln' in Gebieten, die nicht im Fokus der großen Telekom-Unternehmen stehen, z.B. Kleinstädte, ländliche Gebiete und Neubaugebiete, zu schaffen. Diesen Nischenmarkt adressieren zumeist lokale oder regionale Unternehmen, während die etablierten Netzbetreiber im Massenmarkt der TV-Kabel- und DSL-Anschlüsse bewegen [6]. Besonders offensiv geht die Firma Verizon mit der Installation von PONs (Passive Optical Networks) in den Markt [48]. Der weltweite PON-Ausrüstungsumsatz lag 2004 bei 525 Mio. \$. Bis 2008 wird eine Steigerung um 310 % auf 2,2 Mrd. \$ erwartet. Die Anzahl weltweiter PON-Nutzer soll weltweit von 1,4 Mio. im Jahr 2004 auf 22 Mio. im Jahr 2009 ansteigen [50]. Im April 2006 gaben das FTTH-Council und Telecommunications Industry Association (TIA) bekannt, dass 3,6 Mio. Haushalte in den USA einen Glasfaseranschluss haben, was einem Zuwachs von 1 Mio. Nutzern in nur 4 Monaten entspricht [51]. FTTH bewegt sich dort also zunehmend in Richtung Massenmarkt.

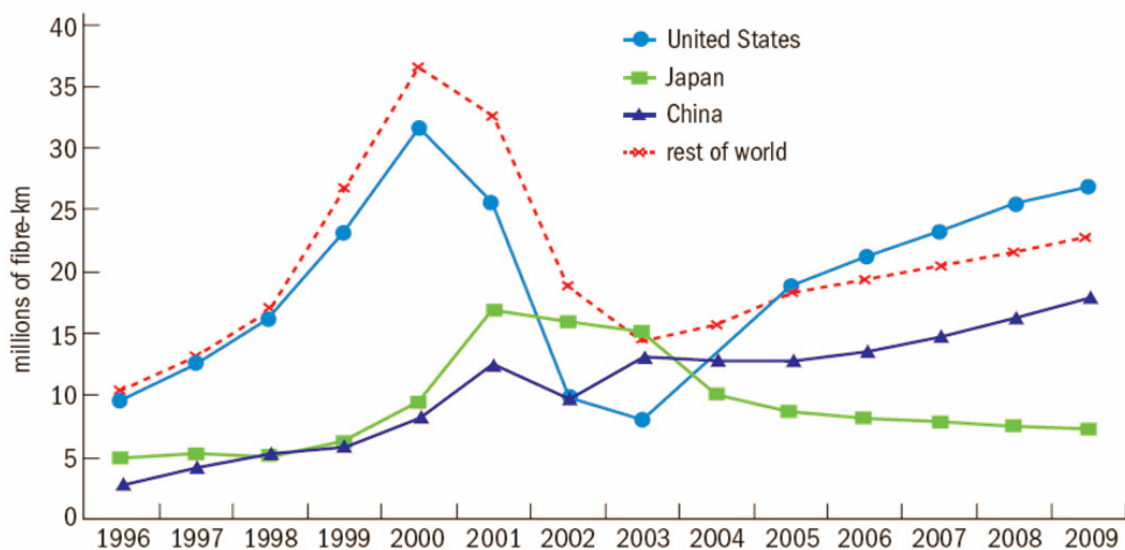


Bild 2.4: Entwicklung der jährlich installierten Faser-Kilometer [52]

Die Entwicklung in Asien, besonders Japan, zeigte sich in den Jahren 2000-2005 im Vergleich zur weltweiten Entwicklung gegenläufig, was die Anzahl der jährlich installierten Glasfaser (Bild 2.4) belegt. Während Japan im Jahr 2001 noch zu den 'Internet-Entwicklungsländern' zählte, ist es gegenwärtig auf dem Weg zur 'Ubiquitous Economy', einer Gesellschaft, die auf der Allgegenwärtigkeit des Internets basiert [53]. So haben die Unternehmen NTT und USEN in Japan in großem Umfang FTTH-Installationen unternommen [48]. Mitte 2004 wurden in Japan pro Monat 40.000

Splitter installiert [54]. Asien repräsentierte 2004 93 % aller weltweiten PON-Nutzer [50].

2.3 Fazit

Der FTTH-Markt befindet sich weltweit, speziell aber in Europa, noch in der Anlaufphase. Während derzeit oft noch auf die Verwendung und Optimierung Kupfer gebundener Endabnehmer-Anschlüsse (TV-Kabel, VDSL & 10 Gbit-Ethernet) gesetzt wird, breiten sich Glasfaser-Anschlüsse eher regional begrenzt aus. In Amerika und Asien liegt FTTx hingegen deutlich stärker Trend.

Kurz bis mittelfristig werden die Kupfer gebundenen Endabnehmer-Anschlüsse, die Datenraten in der Größenordnung mehrerer 10 MBit/s liefern, dem Bandbreitenbedarf des Endkunden selbst bis in den Bereich des Triple Play gerecht. Langfristig muss aber der intensiveren Nutzung, z.B. den gleichzeitigen Empfang mehrerer hochaufgelöster TV-Signale in einem Haushalt und die Nutzung anderer Bandbreiten intensiver Dienste, wie PTP, SAN oder Distributed Computing, Rechnung getragen werden. Hierzu bedarf es symmetrischer (also im Up- und Downstream gleichermaßen) breitbandiger, gegen äußere Störungen unempfindlicher und abhörsicherer Internet-Anschlüsse [55].

Diese Erkenntnis führt im politischen Bereich allmählich zu der Furcht, im globalen Wettbewerb ins technologische Hintertreffen zu geraten. "Wer sich heute auf Kupfer beschränkt, kann morgen im wirtschaftlichen Abseits stehen." [49]. Diese Furcht treibt europäische Metropolen aktuell dazu an, in Glasfaser zu investieren. So möchte die France Telecom bis Sommer 2006 mehrere tausend Haushalte in sechs Stadtbezirken von Paris und in sechs weiteren Städten an Glasfaser anschließen. Die ersten 100 Haushalte wurden im Juli 2006 angeschlossen und erhalten nun mit bis zu 2,5 Gigabit/s Downstream und 1,5 Gigabit/s Upstream einen Internetzugang, digitales Fernsehen sowie einen Telefonanschluss mit Flatrate zu einem Preis von 70€/Monat [56].

Insgesamt ergibt sich das Bild eines für integriert optische Komponenten entstehenden Massenmarktes. Die Verwendung von Splitttern, die in PONs nötig sind, macht PLC-Bauteile gerade bei hohen Splitverhältnissen, also bei der Kaskadierung von 1 x 2-Splitttern, aus Kostensicht und Gründen der Platzersparnis attraktiv [54]. Aber auch der WDM-Bereich bietet langfristig ein großes Potential. Zwar wird der Markt nicht so schnell wachsen, wie es in den 90er Jahren vorhergesagt wurde, dennoch besitzt er durch den Fortschritt in der Entwicklung Bandbreiten intensiver Internetdienste deutlich mehr Substanz als damals. David Dunphy, Marktanalyst bei Current Analysis, einem US-amerikanischen Telekom-Consultant bringt die Lage auf den Punkt [26]: "Viele der ursprünglichen Ziele optischer Netzwerke werden erreicht werden. Sie sind verspätet, aber sie werden realisiert."

3 Grundlagen

Im folgenden Kapitel werden zuerst einige theoretische Grundlagen der Singlemode-Wellenleiter behandelt, grundsätzliche Designbedingungen, die im Rahmen dieser Arbeit gelten, definiert und die Funktionsweise ausgewählter funktioneller Elemente beschrieben. Hieraus ergibt sich ein Teil der im zweiten Unterkapitel behandelten Materialanforderung an Polymere in der integrierten Optik. Auf dieser Basis werden im letzten Teil bestehende Technologien beschrieben, die zur Herstellung polymerer PLC angewendet werden.

3.1 Theorie und Design integriert-optischer Singlemode-Komponenten

3.1.1 Einmodige Glasfasertechnik

Im Gegensatz zu Multimode-Glasfasern bietet die Singlemode-Technik den Vorteil höherer Bandbreiten bei gleicher Übertragungsstrecke. Das ist auf das Fehlen der Modendispersion im Singlemode-Wellenleiter zurückzuführen. Dieser weist lediglich chromatische Dispersion und Polarisationsmodendispersion auf, was die ausschließliche Verwendung von Singlemode-Fasern in der Weitverkehrstechnik erklärt. Während optimierte Multimode-Fasern ein Bandbreite-Längenprodukt $B \cdot L = 10 \text{ Gb/s} \cdot \text{km}$ aufweisen, werden im Singlemode-Bereich Werte von weit über $10.000 \text{ Gb/s} \cdot \text{km}$ erreicht [3].

3.1.2 Schwach führende quadratische Singlemode-Wellenleiter

Unterschiedliche Wellenleiterkonzepte erfordern neben einer spezifischen Geometrie auch einen bestimmten Brechungsindexunterschied zwischen Wellenleiterkern und -cladding. Die in dieser Arbeit hergestellten, im Querschnitt quadratischen Wellenleiter haben eine Sollkantenlänge von $6 \times 6 \mu\text{m}^2$ (Bild 3.1 links).

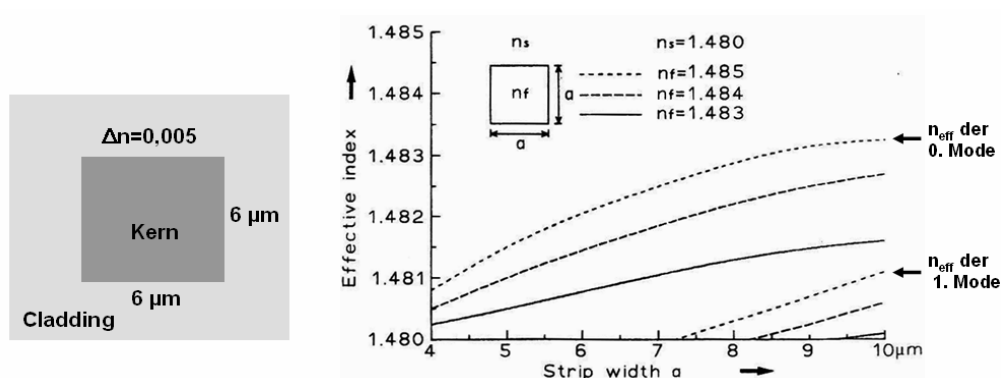


Bild 3.1: Links: Wellenleiterdimensionen schwach führender Wellenleiter; Rechts: Effektiver Brechungsindex n_{eff} von quadratischen Wellenleitern unter Variation der Kantenlänge und des Kernbrechungsindex[57]

Aus Bild 3.1 rechts geht hervor, dass ein Brechungsindexhub von 0,005 (kurz gestrichelte Linie für $n_f = 1,485$) für eine Kantenlänge von $6 \mu\text{m}$ einmodig ist (0. Mode). Erst bei einer Kantenlänge von $7,3 \mu\text{m}$ tritt eine weitere Lösung (1. Mode) auf, die sich durch einen entsprechenden zweiten effektiven Brechungsindex im Diagramm manifestiert.

3.1.3 Faser-Wellenleiterkopplung

Bei der Kopplung des Lichtsignals aus der Eingangsfaser in den Wellenleiter und von dort in die Ausgangsfaser führt die so genannte Modenfehlانpassung jeweils zu Koppelverlusten. Aufgrund der Einmodigkeit beider Komponenten reduziert sich die theoretische Beschreibung auf das Überlappungsintegral der beiden einzig geführten Grundmoden:

$$\eta = \frac{\left| \iint E_L(x, y) \cdot E_{01}^*(x, y) dx dy \right|^2}{\iint |E_L(x, y)|^2 dx dy \cdot \iint |E_{01}(x, y)|^2 dx dy}$$

Hier ist η der Koppelwirkungsgrad, E_L die komplexe Feldstärkeverteilung auf der Faser und E_{01} das anzuregende Feld [10]. Für einen Wellenleiter der oben vorgestellten Dimensionierung resultiert nach Lee [129] eine Koppeldämpfung von 0,08 dB pro Faser-Wellenleiter-Koppelstelle.

3.1.4 'Slab-coupled waveguides'

Ein von Marcatili 1974 vorgestelltes Konzept der 'slab-coupled waveguides' [58] enthält einen Rippenwellenleiter (engl. ridge oder auch inverted-ridge), der höhere Brechungsindexhübe Δn bei etwa gleich bleibenden Dimensionen erlaubt. Petermann et al. greifen dieses Konzept 1991 [59] auf und realisieren es zunächst in einem $\text{SiO}_2/\text{Si}/\text{Luft}$ -System (Unteres Cladding, Kern, oberes 'Cladding'). Die Funktionsfähigkeit des Konzepts weisen sie mit Hilfe einer BPM-Simulation einer einmodigen Einkopplung unter radialem Versatz nach.

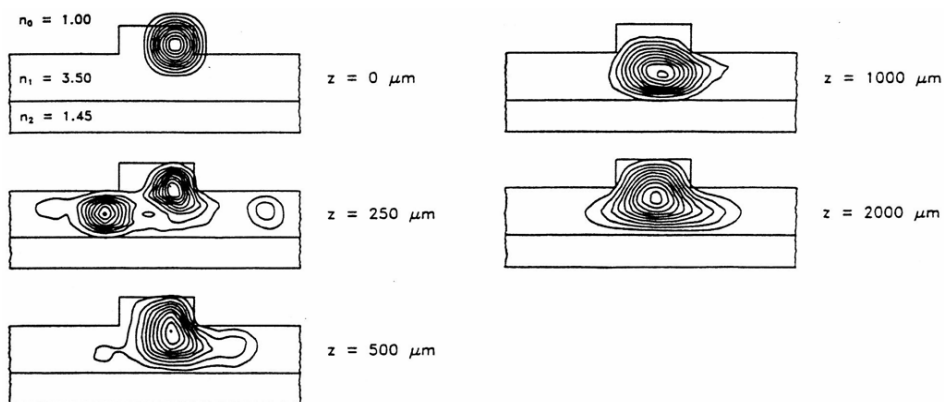


Bild 3.2: BPM-Simulation eines 'slab-coupled waveguides' unter Einkopplung mit radialem Versatz [59]

Bild 3.2 zeigt die Intensitätsverteilung entlang der Wellenleiterachse. Nach 2000 μm hat sich die Feldverteilung der Grundmode angenähert, ohne eine potentielle weitere Mode anzuregen. Bemerkenswert an diesem Konzept ist, dass die Wellenleitereigenschaften nur marginal vom Brechungsindexhub abhängen, so lange der Index des Kernmaterials oberhalb dem des Claddings liegt [89]. Sie bestimmen sich hauptsächlich durch die Geometrie der Wellenleiter und sind darüber hinaus wellenlängenunabhängig [60]. Die Bemaßung und die Grundmode sind in Bild 3.3 skizziert.

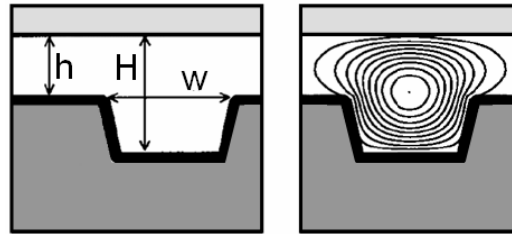


Bild 3.3: Bemaßung und Grundmode eines einmodigen 'slab-coupled waveguide' [61]

Die Bedingung für den Singlemode-Betrieb lautet [61]

$$\frac{h}{H} \geq 0,5 \quad \frac{w}{H} \leq 0,3 + \frac{h/H}{\sqrt{1-(h/H)^2}}$$

Außerdem muss H groß gegen die Wellenlänge des Lichts sein. Die Herstellungstechnologie und die Bedeutung dieses Konzepts für diese Arbeit werden in Kap. 3.3.1 und 6.2 behandelt.

3.1.5 Digitale optische Schalter

Bewegungslose integriert-optische Schalter können auf thermo- oder elektro-optischer Basis realisiert werden. Digital-optische Schalter (DOS) haben gegenüber interferometrischen Schaltern den Vorteil, unempfindlich gegenüber Änderungen der Wellenlänge, der Polarisation, der Umgebungstemperatur, der Wellenleiterdimensionen und der elektrischen Leistung zu sein [9]. Die thermo-optische Variante hat den zusätzlichen Vorteil, bei allen Polymeren anwendbar zu sein, während die elektro-optische Variante auf das nicht-lineare Verhalten des Materials angewiesen ist.

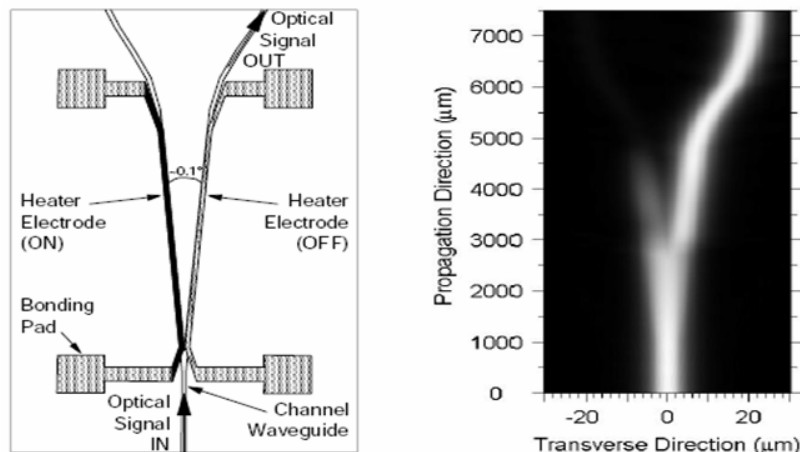


Bild 3.4: Funktionsweise eines symmetrischen Y-Verzweigers.
Links: Layout-Skizze ; Rechts: Simulation für links geheizte Elektrode [8]

Bild 3.4 zeigt Layout und Funktionsweise eines thermo-optischen DOS. Nachdem das einlaufende Signal durch einen adiabatischen (Modenevolution) Übergang aufgeweitet wird, wird das Signal im unbeschalteten Zustand auf die beiden auslaufenden Arme, die einen Winkel von wenigen zehntel Grad zueinander aufweisen, symmetrisch verteilt. In diesem Fall fungiert das Element als 3 dB-Koppler, wie er beispielsweise in PONs (vgl. Kap. 2) Einsatz findet. Wird dagegen eine der an den Ausgangskanälen liegenden Elektroden geheizt, erniedrigt sich der effektive Brechungsindex des Kanals. Gemäß der Regel, dass sich die niedrigste Mode in dem Arm mit dem höheren effektiven Brechungsindex ausbreitet, koppelt das Signal in den gegenüberliegenden, also in den rechten Arm (Bild 3.4 rechts) [62].

Unter Verwendung dieses Grundelements können $M \times N$ -Schaltmatrizen aufgebaut werden. Bild 3.5 zeigt links und in der Mitte eine 1×4 - bzw. eine 2×2 -Schaltmatrix. Das Schaltverhalten eines 2×2 DOS ist rechts dargestellt. Ungeheizt entstehen 6 dB (2×3 dB) Verluste. Bei einer Heizleistung von nur 66 mW wird eine Isolation von 57 dB erreicht.

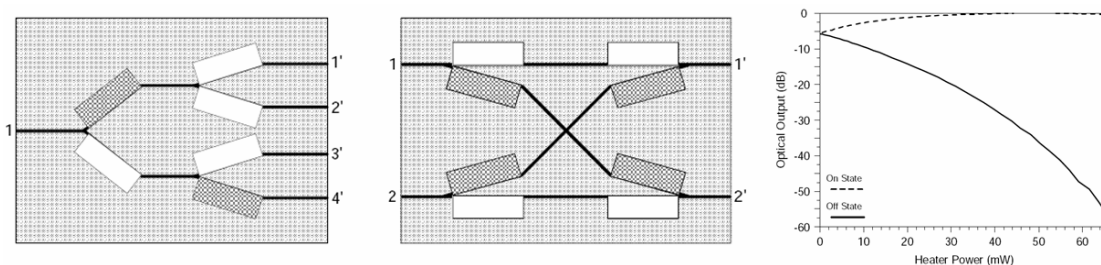


Bild 3.5: Elemente einer Schaltmatrix (dunkle Elektroden sind geheizt): Links: 1×4 DOS schaltet 1 auf 3'; Mitte: 2×2 DOS im 'Bar'-Zustand, d.h.: 1 auf 1' & 2 auf 2'. Rechts: Schaltverhalten des 2×2 DOS bei 1550 nm [8]

3.1.6 MMI (Multimode-Interferenz-Koppler)

Multimode-Interferenz-Koppler basieren auf dem Prinzip der Selbstabbildung (self-imaging) von Multimode-Wellenleitern. Das Eingangsfeld regt die Eigenmoden im Multimodebereich an (Bild 3.6 links).

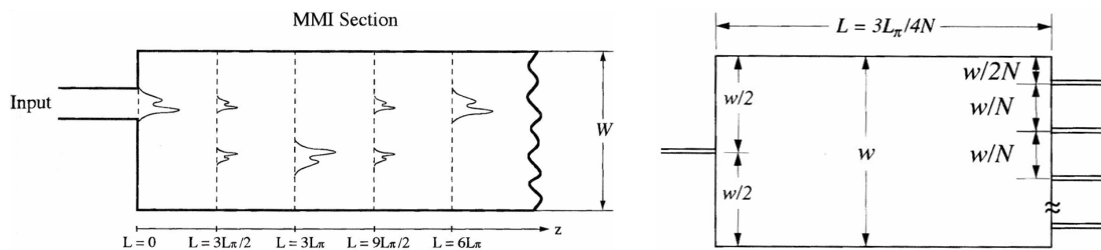


Bild 3.6: Links: Selbstabbildungseigenschaften eines MMI-Kopplers; Rechts: $1 \times N$ symmetrischer Leistungsteiler[63]

Nach einer Länge $L = 6L_\pi$, mit $L_\pi = 4n_{\text{eff}} w^2 / (3\lambda)$, reproduziert die konstruktive Interferenz der Moden das Eingangssignal. n_{eff} ist dabei der effektive Brechungsindex und w die Breite des Kopplers. Die Eigenschaft, nach der Länge $L = 3L_\pi / N$ ein N -faches Abbild des Eingangssignals zu erzeugen, wird zur Realisierung von Leistungsteilern genutzt (Bild 3.6 rechts). Die Vorteile des MMI-Kopplers liegen in seiner geringen Temperatur- und Polarisationsabhängigkeit, seiner Unempfindlichkeit gegenüber Fabrikationstoleranzen und seiner geringen Bauteillänge im Vergleich zu Y-Kopplern [63].

3.1.7 Variable optical attenuator (VOA)

Komplexe Komponenten, wie sie etwa im WDM-Bereich eingesetzt werden, erfordern die Nivellierung der einzelnen Ausgangssignale. Da eine definierte Verstärkung im Bereich polymerer PLC noch nicht praktikabel ist, bleibt nur die gezielte Dämpfung einzelner Kanäle um eine gute Uniformität des Ausgangssignals zu erreichen. Wegen seiner extrem geringen Leistungsaufnahme bietet sich hier das Konzept des Mach-Zehnder-Interferometers (MZI) an.

Im MZI wird das einlaufende Signal mit Hilfe eines Y-Kopplers in zwei Kanäle getrennt und später wieder vereinigt (Bild 3.7 links). Im Idealfall sind beide Wege gleich lang, wodurch beide Teilsignale in Phase und somit verlustfrei wiedervereinigt werden. Wird allerdings die optische Weglänge eines Signalarms etwa durch thermische Einwirkung modifiziert, führt die Phasendifferenz am Vereinigungspunkt zu partieller - bei einer Phasendifferenz von π zu vollständiger - Auslöschung. Polymere VOAs auf Basis thermo-optisch gesteuerter MZIs haben einen Leistungsbedarf im unteren mW-Bereich (Bild 3.7 rechts).

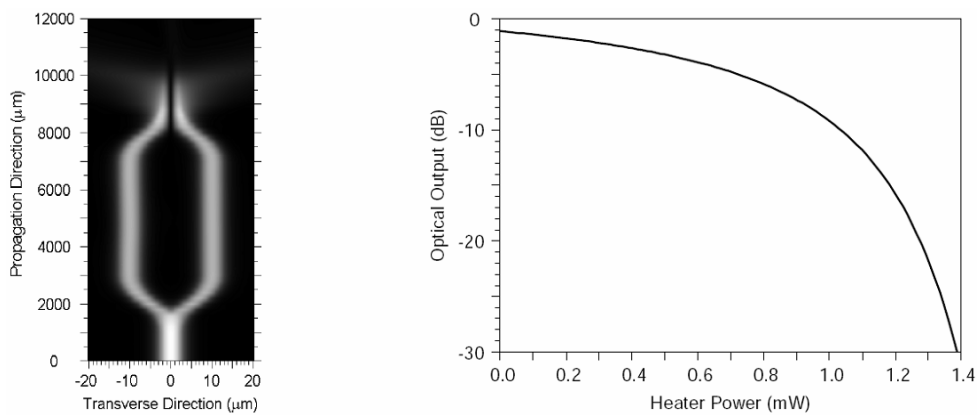


Bild 3.7: Simulation eines polymeren VOA, der auf einem thermo-optisch gesteuerten MZI basiert. Links: Intensitätsverteilung bei einer Phasenverschiebung von π ; Rechts: Dämpfungskurve in Abhängigkeit von der Heizleistung

3.1.8 AWG (Arrayed Waveguide Gratings)

Die Technik des Wellenlängenmultiplex (WDM) erfordert Komponenten, die Signale verschiedener Wellenlänge in eine Faser einspeisen (Multiplexing / MUX) oder aus der Faser extrahieren (Demultiplexing / DEMUX). Neben Konzepten, die auf kaskadierten Interferenzfiltern, konkaven Reflexionsfiltern, Fasergittern oder Mach-Zehnder-Interferometern beruhen, bietet das Konzept der Arrayed Waveguide Gratings (AWG) eine besonders elegante Methode zur Konstruktion von MUX/DEMUX [64]. Dieses überträgt das Prinzip des optischen Gitters auf planare Lichtwellenleiterkomponenten.

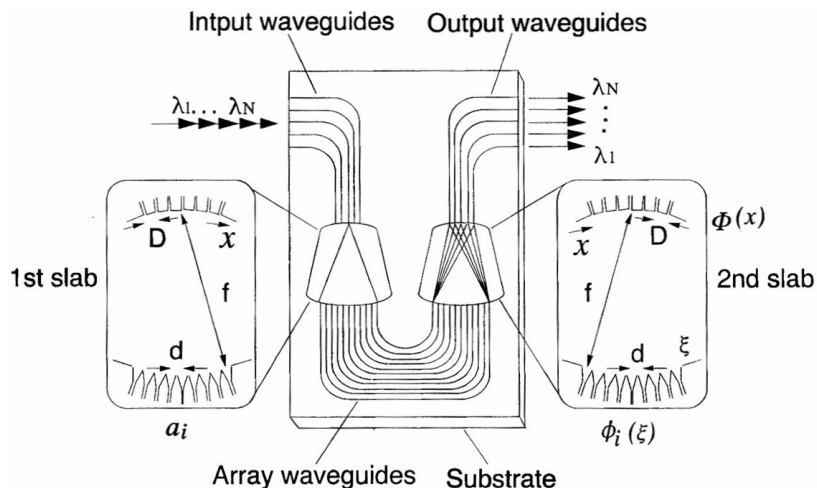


Bild 3.8: Aufbau eines AWG (DEMUX-Variante) [63]

Die DEMUX-Variante (Bild 3.8) besteht aus einem Wellenleiter, der in einen Schichtwellenleiterbereich mündet. Das aufgeweitete Signal koppelt in ein Bündel (Array) von Wellenleitern, die bogenförmig ausgeführt eine Weglängendifferenz von ΔL untereinander aufweisen und wiederum in einen Schichtwellenleiter münden. Die unterschiedliche Weglänge führt in Analogie zum optischen Gitter zu einem

Gangunterschied zwischen den Wellenleitern. Das Array dient also als Phasenschieber. Das Signal interferiert dann konstruktiv und wellenlängenselektiv an den Ausgangswellenleitern.

3.2 Optische Polymere

Optische Polymere haben abgesehen von den Adhäsiven, die zur Ankopplung der Fasern an die verschiedensten Bauteile benutzt werden (Pigtailing), zurzeit keine signifikante Präsenz im Telekombereich. Polymere PLC müssen sich also an den etablierten Technologien, hauptsächlich Silica-on-Silicon messen lassen [65]. Die Hauptrolle spielen dabei die optischen Polymere, die z.B. in Form von Acrylaten, Polyimiden und Olefinen weltweit auf Laborebene entwickelt worden sind. Neben reinen Forschungseinrichtungen waren Firmen, wie AlliedSignal, Amoco, Dow Chemical, DuPont Photonics, General Electric, Hoechst Celanese, JDS Uniphase Photonics und NTT an der Entwicklung beteiligt. Einige Materialien sind somit heute kommerziell erhältlich [66]. Das Anforderungsprofil für optische Polymere ist weitläufig und in hohem Maße von der jeweiligen Herstellungstechnologie und dem Anwendungsfall abhängig. Es wird im Folgenden umrissen.

3.2.1 Optische Transparenz

Während eine Standard-Einmodenglasfaser Dämpfungsverluste von etwa 0,15 dB/km aufweist, liegen Polymere etwa um einen Faktor 100000 höher. Die Ursache liegt in den Absorptionsverlusten der Polymere, die durch Molekülschwingungen und deren Obertöne verursacht werden. Eine genaue Angabe von maximal zulässigen Dämpfungswerten von optischen Polymeren ist nicht möglich, da neben der reinen Wellenleiterdämpfung auch weitere Aspekte wie Koppeleffizienz und Bauteillänge in die Gesamtpformance eines Bauteils eingehen. Dennoch stellt die Wellenleiterdämpfung von Silica-on-Silicon-Komponenten von etwa 0,1 dB/cm einen Referenzpunkt dar. Neben der niedrigen Dämpfung bei einzelnen Wellenlängen erfordern Elemente für mehrkanaligen Betrieb (WDM) darüber hinaus eine hohe Uniformität der Dämpfung. Das Material muss also eine gleichermaßen niedrige wie konstante Absorption innerhalb des jeweils benutzten Bandes aufweisen.

Viele Polymere zeigen im Bereich der Telekomwellenlängen eine verhältnismäßig hohe optische Dämpfung. Diese wird neben einem zumeist geringen Anteil elektronischer Absorption im Wesentlichen durch molekulare Schwingungen (Grundschrwingungen, Obertöne und Kombinationsschwingungen) auf molekularer bzw. polymerer Ebene verursacht [67, 66].

Bild 3.9 zeigt die Lage und die Intensität der Resonanzen und Obertöne einiger in Polymeren häufig vorkommender Verbindungen. Bzgl. der Resonanzwellenlänge ist zu beachten, dass durch die jeweilige Umgebung der Bindung (Matrix) sowohl die Lage als auch die Breite der Resonanz variiert. Die angegebenen Wellenlängen können also

nur Anhaltspunkte sein. Auf der Ordinate ist die Intensität der Resonanz, welche als Absorptionswahrscheinlichkeit interpretiert werden kann, aufgetragen [67]. Diese ist auf die Intensität der Grundschwingung normiert. Die Absorption nimmt mit steigender Ordnung der Oberschwingung stark ab.

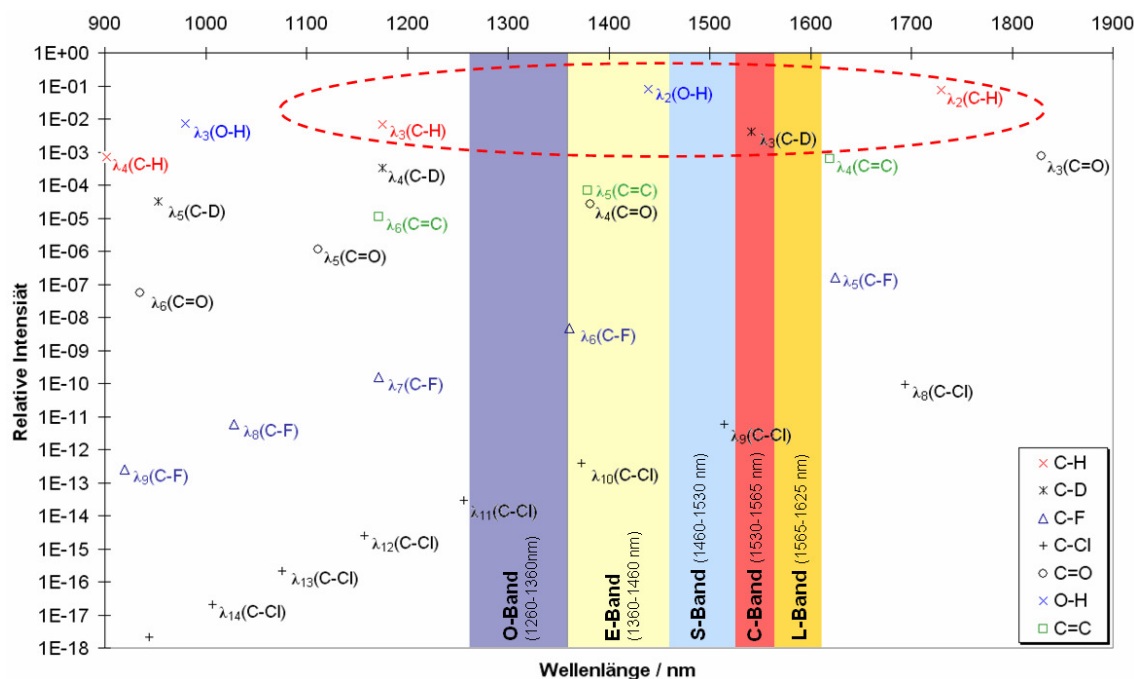


Bild 3.9: Intensitäten der Oberschwingungen häufig vorkommender Bindungen und die Lage der Bänder in der optischen Telekommunikation nach ITU-Definition[67,68]

Zur Erhöhung der Transparenz sollten die Grundschwingungen und ersten Resonanzordnungen deutlich außerhalb der Telekom-Bänder liegen. Als besonders kritisch erweisen sich die 1. Oberschwingung der O-H-Gruppe und die erste und zweite der C-H-Bindungen, die verhältnismäßig nah an den Bändern liegen und eine hohe Intensität besitzen. Bzgl. der O-H-Schwingungen muss das Material neben einer minimalen Anzahl von O-H-Bindungen innerhalb der chemischen Struktur eine möglichst geringe Tendenz zur Wasseraufnahme aufweisen. Letzteres wird z.B. durch eine hohe Vernetzung und zusätzlich durch Halogenierung des Materials erreicht [66].

Zur Reduktion der C-H-Bindungen hat sich innerhalb der letzten Jahre die Verwendung von möglichst vollständig halogenierten Materialien als Mittel der Wahl herausgestellt. Zumeist werden die Materialien fluoriert. Es werden also möglichst viele C-H-Bindungen durch C-F-Bindungen ersetzt. Die höhere Masse des Fluoratoms führt zur erhöhten reduzierten Masse des Oszillators. Da die Grundschwingung umgekehrt proportional zur reduzierten Masse ist, verschiebt sie sich weit in den infraroten Bereich.

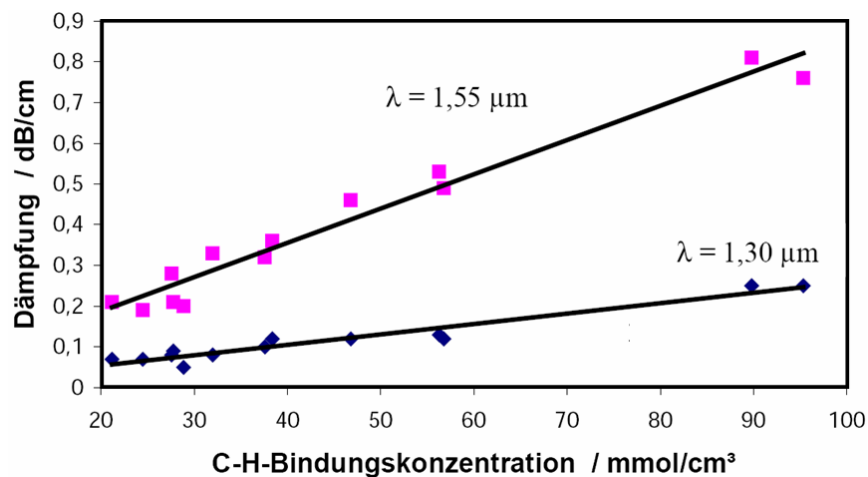


Bild 3.10: Bulkdämpfung einer Auswahl von Polyacrylaten und -methacrylaten in Abhängigkeit von ihrer C-H-Bindungskonzentration [67]

Bild 3.10 zeigt die Bulkdämpfung einer Auswahl von Polymeren in Abhängigkeit von der C-H-Bindungskonzentration [67]. Die Wirksamkeit der Fluorierung zeigt sich ebenfalls bei der Entwicklung von fluorierten polymeroptischen Fasern.

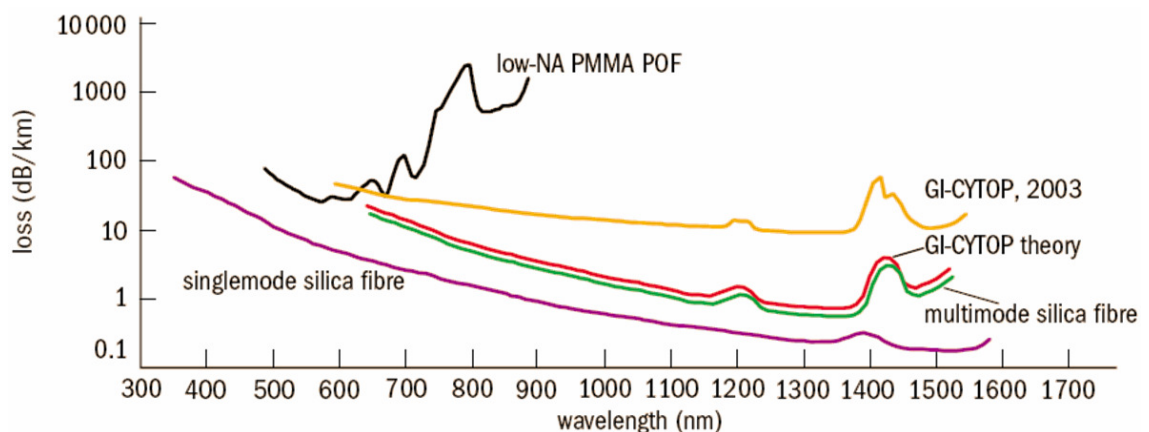


Bild 3.11: Fluorierte LAN-Fasern [48]

Bild 3.11 demonstriert das Potential von GI-Cytop-Fasern. Mit einer theoretischen Dämpfung von 1 dB/km bei 1300 nm liegt sie weniger als eine Größenordnung oberhalb von Glasfasern und macht sie zu einer Alternative im LAN-Bereich.

3.2.2 Optischer Brechungsindex

Aus der Notwendigkeit einer definierten Brechungsindexdifferenz zwischen Kern- und Mantelmaterial folgt, dass zumindest eine Komponente des Systems bzgl. des Indexes einstellbar sein muss. Dies kann durch chemische Modifikation eines Materials geschehen. Deutlich flexibler ist aber das Mischen zweier oder mehrerer Materialien miteinander. So kann z.B. der Brechungsindex der beiden Materialien TFML und PFPMA (vgl. Kap. 4.3.2) durch Mischen in einem weiten Bereich eingestellt werden

(Bild 3.12). Neben der Mischbarkeit muss außerdem eine ausreichende Co-Polymerisation mit minimaler Tendenz zur Segregation gewährleistet sein.

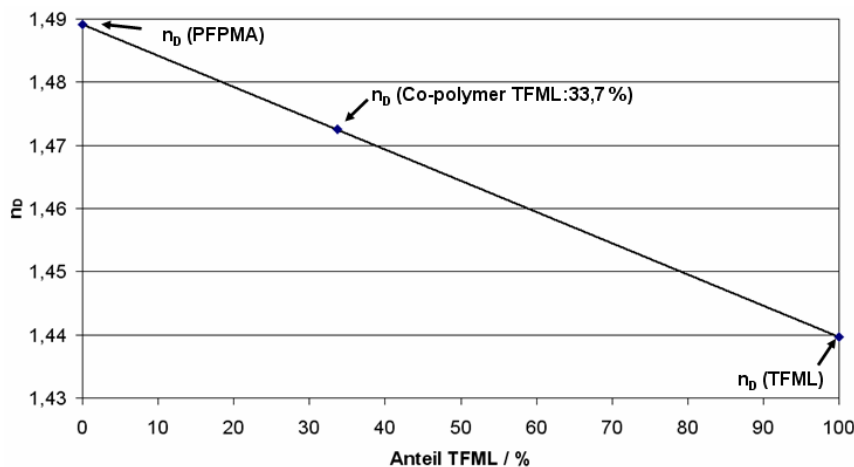


Bild 3.12: Optischer Brechungsindex n_D der mischbaren Materialien PFPMA und TFML und einer index-angepassten TFML-PFPMA-Mischung

Obwohl die Telekom-Wellenlängen bei 1300 nm und 1550 nm liegen, wird im Rahmen dieser Arbeit der Brechungsindex der Materialien oft für die Wellenlänge 589 nm (n_D) angegeben. Hintergrund ist, dass der optische Brechungsindex in der Literatur meistens für letztere Wellenlänge angegeben ist und aus messtechnischen Gründen (vgl. Kap. 8.3) eine Bestimmung bei 589 nm besonders einfach und genau ist. Da sich die Dispersionskurven verschiedener Polymere in vielen Fällen nur um einen festen Offset unterscheiden, bleibt die Vergleichbarkeit in Grenzen gewahrt.

Doppelbrechung, welche besonders bei WDM-Komponenten kritisch ist, wird durch Verminderung der Vorzugsorientierung der Moleküle vermieden. Dreidimensional vernetzte Polymere unterliegen nur minimaler Tendenz zur Vorzugsorientierung [66]. Ebenfalls hilfreich ist die Vermeidung aromatischer Gruppen.

3.2.3 Thermische Stabilität

Integriert-optische Telekom-Komponenten müssen nach den Telcordia-Spezifikationen 1221GR-1209-CORE/GR-1221-CORE [69] bestimmten Umgebungsbedingungen standhalten. Eine wichtige Marke bildet die Stabilität der Komponenten bis 85 °C. Dieser Wert gilt also als Minimalanforderung für die Materialstabilität. Für Komponenten, die unter Ausnutzung des thermo-optischen Effekts arbeiten, erhöht sich die notwendige thermische Stabilität um den lokalen Temperaturhub. Für Methacrylate liegt dieser bei etwa 40 °C [67]. Daraus folgt eine minimale Stabilität bis ca. 125 °C.

Thermoplaste

Die thermische Stabilität von Thermoplasten wird in der Regel durch die thermo-mechanische Stabilität begrenzt. Da die Vicatsche Erweichungstemperatur zumeist im

Bereich der Glasübergangstemperatur T_g liegt, bieten DSC-Messungen (Differential Scanning Calorimetry) in vielen Fällen eine Möglichkeit, die Stabilitätsgrenze des Polymers abzuschätzen.

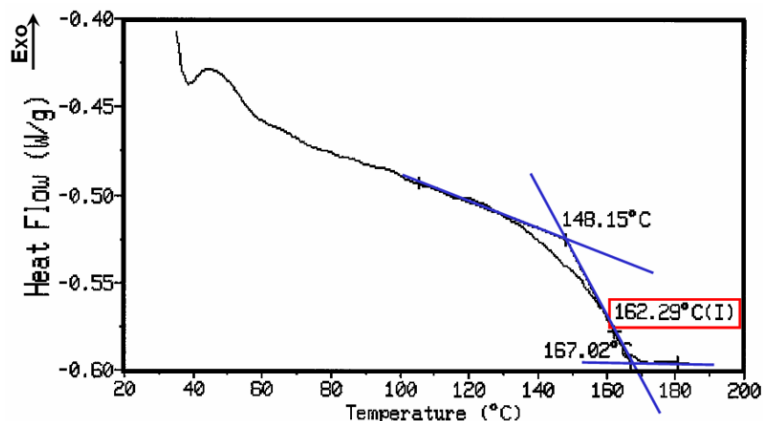


Bild 3.13: Bestimmung der Glasübergangstemperatur von TFML mittels DSC-Messung

Bild 3.13 zeigt exemplarisch eine an TFML (Trifluormethylacton) durchgeführte DSC-Messung (vgl. Kap. 4.3.2). Der Übergangsbereich zwischen den unterschiedlichen Steigungen im Wärmefluss, welcher mit einer Änderung der Wärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur korrespondiert, definiert den Bereich des Glasübergangs.

Elastomere

Im Gegensatz zu Thermoplasten beruht die Stabilität von Elastomeren nicht auf der Unbeweglichkeit der Molekülketten untereinander unterhalb der Glasübergangstemperatur. Ganz im Gegenteil befindet sich ein Elastomer bei Raumtemperatur in der Regel weit oberhalb seiner Glasübergangstemperatur. Die mechanische Stabilität wird hier durch die Vernetzung der Molekülketten erreicht und ist somit durch die chemische Degradationstemperatur begrenzt, welche in der Regel weit über den im Telekombereich geforderten Temperaturen liegt. Information zur Degradation sind beispielsweise per TGA (Thermo-gravimetrische Analyse) möglich. Hier wird bei definierter Heizrate der Masseverlust unter Luft- oder Schutzgasatmosphäre gemessen. Trotz hoher Degenerationstemperatur können die optischen Eigenschaften des Materials bereits bei deutlich niedrigeren Temperaturen durch zwar drastisch verlangsamte aber dennoch vorhandene chemische Reaktionen beeinträchtigt werden. Eldada et al. untersuchen deshalb die Degradation nichthalogener Polymere durch Messung der Änderung der optischen Dämpfung in Abhängigkeit von der Temperatur [66].

In weiten Temperaturbereichen gelingt es ihnen, das Verhalten durch die Arrhenius-Gleichung

$$\text{Degradationsrate} = A e^{-\frac{E_a}{k_B T}}$$

zu beschreiben (Bild 3.14).

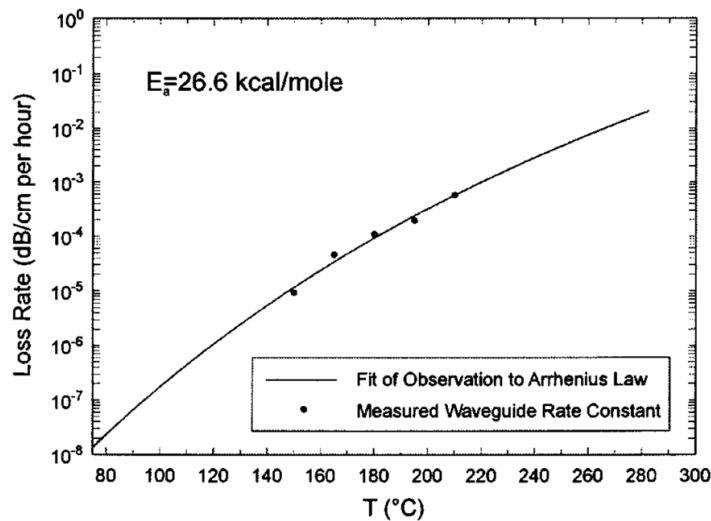


Bild 3.14: Degradationsverhalten eines polymeren Wellenleiters angepasst an die Arrhenius-Gleichung (s. Text)

E_a entspricht dabei der Aktivierungsenergie für den chemischen Degradationsprozess, k_B der Boltzmann-Konstante, T der absoluten Temperatur und A einer Konstanten. Bild 3.14 zeigt eine solche Messung bei einer Wellenlänge von 840 nm. Für das untersuchte Polymer konnte so eine Lebensdauer von 65 Jahren bei 100 °C bestimmt werden, wobei die Lebensdauer als die Zeit definiert wurde, in der die Dämpfung um 0,1 dB/cm ansteigt. Der zu Grunde liegende chemische Prozess basiert auf dem im Polymer vorhandenen Wasserstoff, welcher die Bildung von Wasserstoff-Halogen Eliminationsprodukten ermöglicht. Das wiederum resultiert in Kohlenstoff-Doppelbindungen, die dann oxidiert werden. Vorteilhafterweise liegen die entstehenden Absorptionsbanden im Bereich des Blauen, was einerseits die gelbliche Erscheinung erklärt, andererseits wegen der großen Entfernung zu den Wellenlängen der Telekom-Bänder keinen nennenswerten Einfluss auf die optische Dämpfung dort hat [9]. Grundsätzlich kann eine chemische Degradation natürlich zur Herabsetzung der mechanischen Stabilität führen, was im Einzelfall nachzuprüfen ist.

3.2.4 Trocknung und Vernetzung

Zur Vermeidung langer Prozesszeiten muss die Aushärtung mit angemessener Geschwindigkeit ablaufen. Außerdem muss eine vollständige Aushärtung des Materials gewährleistet sein, da andernfalls flüchtige Anteile zurückbleiben, die im späteren Betrieb zu Fluktuationen der Materialeigenschaften führen. Je nach Prozesstechnologie kann außerdem ein bestimmter Aushärtungsmechanismus erforderlich sein. Standardinitiatoren sind photosensitiv oder thermisch aktivierbar. Die chemische Reaktion sollte des Weiteren additiv erfolgen. So wird vermieden, dass Nebenprodukte zu Inhomogenitäten im Wellenleiter z.B. durch Blasenbildung führen.

Während der Vernetzung unterliegen die Materialien in der Regel einem Volumenschrumpf. Dieser sollte möglichst niedrig liegen. So bleibt der Füllgrad der Strukturen erhalten und Spannungen im Material bzw. Vorzugsrichtungen in der Orientierung der Moleküle werden vermieden. Bei geschlossener Aushärtung verschärft sich der Anspruch geringen Schrumpfes noch weiter, da andernfalls das entstehende Totvolumen nicht kompensiert werden kann.

Weiterhin ist es vorteilhaft, wenn die Ausgangsmaterialien in reiner, also nicht gelöster Form vorliegen. So wird die Gefahr von Kettenorientierung und Spannungseintrag während der Trocknung vermieden [70].

3.2.5 Thermischer Ausdehnungskoeffizient (CTE)

Der thermische Ausdehnungskoeffizient spielt besonders im Rahmen von Heißpräge- und Spritzgusstechniken eine wichtige Rolle. Da die Prägemaster zumeist einen deutlichen niedrigeren CTE haben, entstehen während der Abkühlphase Spannungen zwischen Master und Polymerchip. Bei der folgenden Entformung können die Mikrostrukturen beschädigt werden. Außerdem sollten verschiedene Materialien innerhalb einer Komponente vergleichbare Koeffizienten haben, da sonst Spannungen zur Deformation und zu Defekten führen können. Des Weiteren müssen beim Komponentendesign Vorhalte zur Kompensation des Volumenschrumpfs einbezogen werden.

3.2.6 Elastizität und Benetzbarkeit

Die Elastizität des ausgehärteten oder teilgehärteten Materials kann je nach Herstellungstechnologie von Ausschlag gebender Bedeutung sein. So ist für die in Kap. 5.1 vorgestellte Rakeltechnik eine gewisse Elastizität für eine saubere Entformung unbedingt notwendig. Mit steigender Elastizität wird die Komponente allerdings instabil und muss entsprechend unterstützt werden.

Soll ein Verbund zwischen einer flüssigen Vorstufe und einer festen Oberfläche hergestellt werden, so ist die Benetzbarkeit des strukturierten Materials durch das flüssige von ausschlaggebender Bedeutung. Herrscht eine zu schwache Adhäsion zwischen Feststoff und Flüssigkeit, wird die Bildung von Blasen und Delamination gefördert.

3.3 Herstellungstechnologien

Im Folgenden wird ein Überblick über die bisher entwickelten Technologien zur Herstellung polymerer einmodiger Singlemode-Komponenten gegeben. Da die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten replikativen Technologien in Konkurrenz zu nicht-replikativen Technologien stehen, werden auch letztere vorgestellt.

3.3.1 Nichtreplikative Herstellung

Bisher wurden zahlreiche Möglichkeiten zur Herstellung integriert optischer Komponenten auf Polymerbasis entwickelt. Eine Klassifikation ist auf Basis des chemisch-physikalischen Prozesses, auf dem die eigentliche Strukturierung beruht, möglich. Unter Ausschluss von Technologien, die bisher nur wenig Bedeutung erlangt haben, ergeben sich:

- Photobleaching
- Photolocking
- Reaktives Ionenätzen
- Selektive Photopolymerisation

Die nicht-replikativen Technologien bauen durchweg auf bestehende Prozessmodule der Halbleiterfertigung (Spin Coating, Flut- oder selektive UV-Belichtung, Tempern, RIE) auf. Im Folgenden werden diese Technologien kurz beschrieben und die wesentliche Leistungsdaten der hergestellten PLC dokumentiert. In den Prinzipskizzen wird jeweils nur der Kernprozess, also die Strukturierung der Wellenleiterkerne, dargestellt. In der Regel wurde zuvor eine Claddingschicht auf ein Substrat zumeist durch Aufschleudern aufgebracht. Nach der Strukturierung werden die Komponenten mit einer weiteren Claddingschicht versehen.

Photobleaching

Beim Photobleaching werden durch Bestrahlung mit UV-Licht selektiv Brechzahländerungen im Polymer erreicht (Bild 3.15). In den bestrahlten Bereichen wird die Brechzahl zumeist erniedrigt [67].

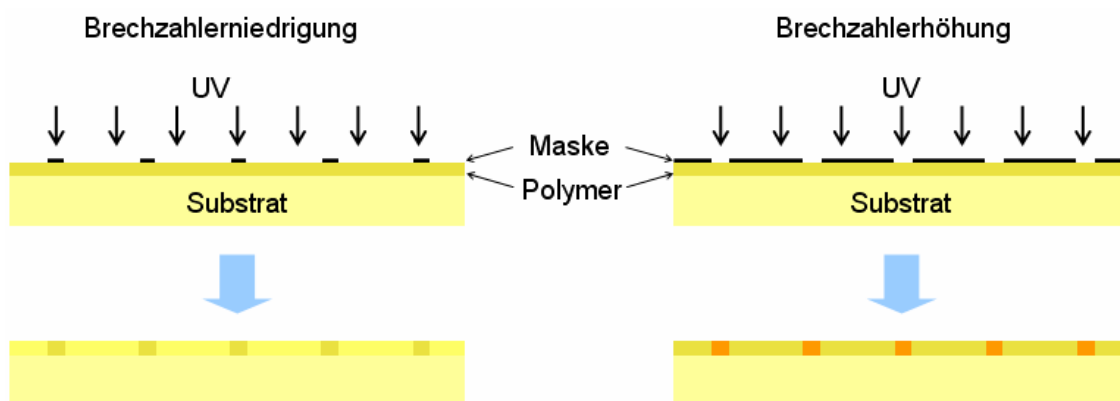


Bild 3.15: Strukturierung durch Photobleachings: Links: Brechzahlerniedrigung durch Bestrahlung, Rechts: Brechzahlerhöhung durch Bestrahlung (z.B. PMMA)

Bosc et al. erreichen in jüngeren Versuchen auf Basis von Polyvinylcinnamat (PVCi) eine Brechzahldifferenz von 0,025 [71]. Dies ist einer der höchsten dokumentierten

Werte. Beste Dämpfungswerte mit dieser Technologie hergestellter Wellenleitern liegen bei 0,06 dB/cm bei 1310 nm und 0,1 dB/cm bei 1550 nm [72].

Bei der Photolyse von PMMA, die erstmals 1970 von Tomlinson et al. [73] demonstriert wurde, wird der Brechungsindex durch die UV-Bestrahlung hingegen erhöht. Während damals ein Indexhub von 0,003 erreicht wurde, erreichen Rabus et al. in jüngeren Experimenten 0,008 [74]. In PMMA wurden Wellenleiterdämpfungen von 0,5 dB/cm bei 1300 nm und 0,8 dB/cm bei 1550 nm nachgewiesen [75]. Dabei sank allerdings die Glasübergangstemperatur von 105 °C auf 70 °C. Unter Verwendung des Photobleaching wurden Power Splitter (Y und MMI), Modulatoren, Modenkoppler, Mach-Zehnder-Interferometer, holographische Gitter und thermo-optische Schalter hergestellt [67]. Seonku et al. demonstrieren beispielsweise elektro-optische Modulatoren in APC-CLD1 Polymer (polycarbonatbasierter Chromophor) und erreichen eine Halbwellenspannung V_{π} von 4,5 V bei einer Extinktion von 20 dB [76].

Aus technologischer Sicht besteht das Photobleaching durch den geringen Prozessierungsaufwand. Durch die unterschiedliche Ausrichtung der Moleküle zur Einstrahlrichtung und der folglich entstehenden Variation der Reaktionsgeschwindigkeit kann während der Bestrahlung allerdings eine hohe Doppelbrechung entstehen [77]. Außerdem ist beim Photobleaching die chemische Stabilität des modifizierten Materials mitunter begrenzt. So wurden beim Betrieb der Wellenleiter bei 1300 nm Degradation der Wellenleiter aufgrund von photoinduzierter Oxidation festgestellt [78].

Photolocking

1974 schlugen Chandros et al. für ein weiteres Verfahren, welches durch partielle Bestrahlung mit UV-Licht Brechzahländerungen in Polymeren hervorruft, die Bezeichnung 'Photolocking' vor. Im Unterschied zum Photobleaching wird hier durch die Bestrahlung eine Brechzahlerhöhung durch Polymerisationsreaktionen von Monomeren oder Photoinitiatoren, die in die Polymermatrix quasi als Dotierstoff eingelagert sind, erreicht (Bild 3.16). Das in den nicht-belichteten Bereichen verbliebene Dopant wird danach thermisch ausgetrieben, was zu einer Volumenreduktion in der Größenordnung von 10 % führt [14].

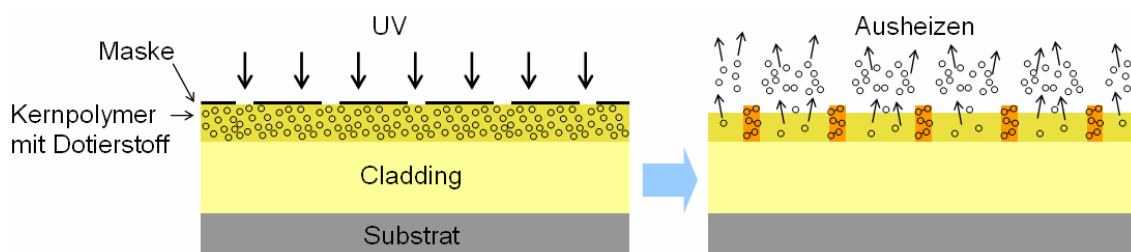


Bild 3.16: Strukturierung durch Photolocking

Mit dieser Technologie hergestellte Wellenleiter in einem Benzylidimethylketal/PMMA-Materialsystem erreichen Dämpfungen von 0,3 dB/cm bei 1310 nm und 0,8 dB/cm bei

1550 nm [79]. Eine Weiterentwicklung des Verfahrens durch Booth et al. nutzt zusätzlich Diffusionsprozesse von Monomer aus nicht bestrahlten in bestrahlte Bereiche aus. Mit dem resultierenden Polyguide™-Verfahren erreichen sie Dämpfungswerte von 0,20 dB/cm bei 1,3 μm Wellenlänge und 0,60 dB/cm bei 1,55 μm [80]. Die Temperaturstabilität liegt in Abhängigkeit vom Packaging bei bis zu 1 min bei 260 °C. Das Verfahren ermöglicht die Herstellung von Wellenleiterquerschnitten zwischen 4 und 200 μm^2 . Vorteilhaft ist die minimale Polarisationsabhängigkeit [81]. Nachteilig zeigt sich jedoch hier die bislang nicht zufrieden stellende Faser-Wellenleiter-Kopplung [67].

Auf Basis des Photolocking wurden Y-Verteiler, thermo-optische X-DOS [82], thermo-optische Richtkoppelschalter [83, 81], Mach-Zehnder-Interferometer [84] und Mach-Zehnder-Schaltmatrizen [81] hergestellt. Keil et al. erreichen bei thermo-optischen Richtkoppelschaltern mit optimiertem Elektrodendesign eine Übersprechdämpfung von -45 dB, eine Leistungsaufnahme von ca. 20 mW und eine Schaltzeit von 1 ms [85].

Reaktives Ionenätzen (RIE)

Beim besonders häufig angewendeten RIE-Verfahren wird eine planare Polymerschicht mittels anisotroper Sauerstoffplasma-Ätze strukturiert. Auf das Cladding wird eine Coreschicht aufgeschleudert und ausgehärtet. Diese wird dann nach Metall- oder Photoresist-Maskierung RIE-strukturiert (Bild 3.17).

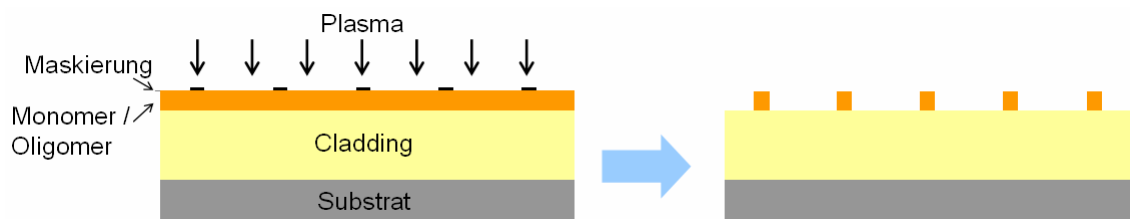


Bild 3.17: RIE-Strukturierung

Ein Grund für die starke Verbreitung dieser Technologie ist zum einen die Flexibilität bzgl. der Materialwahl, die sich neben den Photopolymeren auch auf die große Anzahl thermisch härtender Materialien, z.B. Polyimide und Polycarbonate, erstreckt. Ein weiterer Grund liegt in der weiten Verbreitung entsprechender Anlagen [67].

In RIE-Technologie wurde bislang eine breite Palette integrierter optischer Funktionen bis hin zu elektro-optischen (EO) variablen optischen Dämpfungsgliedern (VOA) [86], EO-Modulatoren [87] und athermischen Arrayed-Waveguide-Gratings (AWG) [88] implementiert.

Die RIE-Technologie birgt allerdings einige Nachteile. Im Falle von thermisch härtenden Materialien werden je nach CTE des Substrats Spannungen in den Polymerschichten erzeugt, die dann ähnlich der Silica-on-Silicon-Technologie zur Doppelbrechung und zu PDL führen können. Des Weiteren erzeugt das Plasmaätzen verhältnismäßig raue Wellenleiterseitenwände, die dann zu erhöhter Dämpfung,

insbesondere aber zu erhöhtem PDL führen [9]. Außerdem erfordert die notwendige Maskierung eine höhere Anzahl an Prozessschritten.

Selektive Photopolymerisation

Bei der selektiven Photopolymerisation werden die Wellenleiterstrukturen direkt mittels laserinduzierter Polymerisation ('Laser direct writing') oder Belichtung durch eine Maske ('Contact Printing') in die zuvor aufgeschleuderte Monomer- oder Oligomerschicht 'geschrieben' (Bild 3.18). Die nicht bestrahlten und somit nicht polymerisierten Bereiche werden nach der Belichtung im Gegensatz zum Photolocking nicht ausgeheizt, sondern durch geeignete Lösungsmittel entfernt ("Entwicklung").

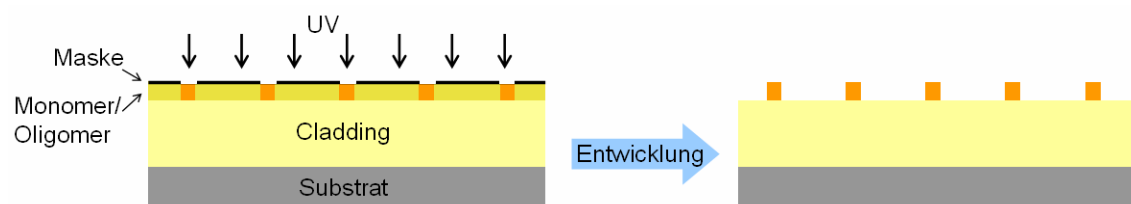


Bild 3.18: Lithographische Strukturierung

Während die im Bereich der selektiven Photopolymerisation äußerst aktive Gruppe um Louay Eldada im Laufe der 1990er Jahre das Laserschreiben parallel zum Contact-printing praktizierte [67], beruhen neuere Ergebnisse von Eldada et al. in der Regel auf Maskenlithographie. Der Hintergrund dürfte in der Tatsache liegen, dass Laserschreiben im Rahmen des Rapid-Prototyping zwar deutliche Zeitvorteile in der Realisierung neuer Layouts bietet, in der Volumenproduktion aufgrund der höheren Prozesszeiten aber nicht praktikabel ist. In der geringen Anzahl von verhältnismäßig unkomplizierten und damit stabilen Prozessschritten aber auch in der Verwendung von 'Low-Cost-Equipment', wie Spin-Coater, Mask-Aligner liegt einer der Hauptvorteile der Photolithographie [8].

'Oversized-rib' Wellenleiter

Petermann et al. weichen mit ihrem Konzept der 'oversized rib' oder auch 'slab-coupled' Wellenleiter vom Konzept des einfachen Streifenwellenleiters ab (vgl. Kap. 3.1.4).

Sie realisieren ihre Komponenten materialseitig oft in hybrider Form: Ein Silizium-Substrat wird mittels RIE strukturiert und ein thermisches Oxyd aufgewachsen, welches als unteres Claddingmaterial dient (Bild 3.19). Der 'inverted rib' Wellenleiterkern wird durch das Aufschleudern von BCB (Benzocyclobutene) erzielt, welches die RIE-Kanäle verfüllt und darüber eine durchgängige Lage erzeugt. Als obere Claddingschicht wird dann entweder SiO_2 aufgesputtert oder mit PFCB (Perfluorocyclobutan) ein weiteres Polymer aufgeschleudert.

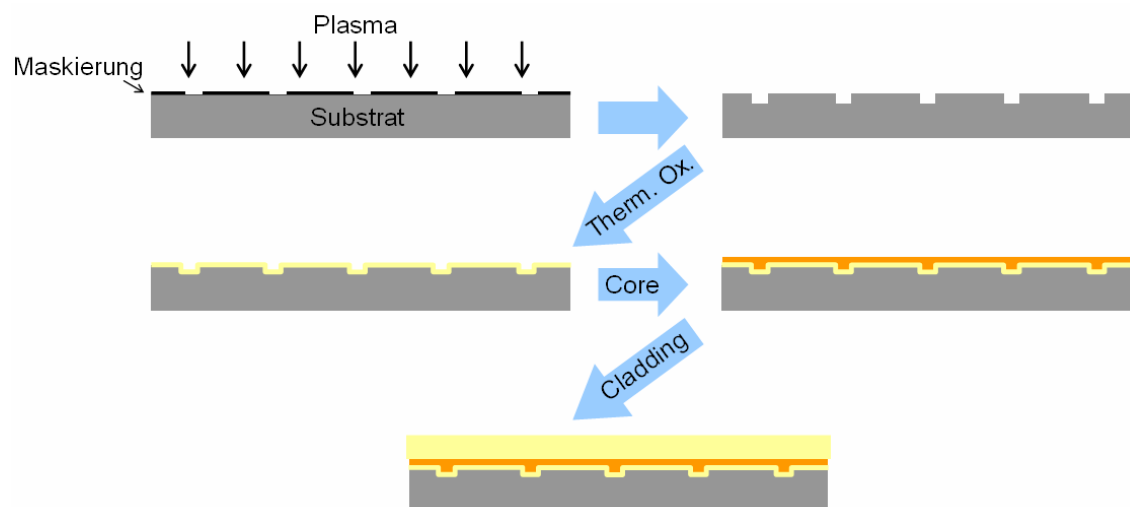


Bild 3.19: Herstellung von 'inverted-rib' Wellenleiter mit polymerem Kern und thermischem Oxyd als unterem Claddinglayer

Die Gruppe stellt auf diese Weise digitale thermo-optische Schalter (Bild 3.20) [89] und Schaltmatrizen (strictly non-blocking) [61] und Add/Drop Filter [90] her. Der entscheidende Punkt an diesem Konzept ist, dass es erlaubt, ein vorhandenes Oberflächenprofil, welches natürlich auch replikativ erzeugt werden kann, fehlerfrei mit einem Material zu verfüllen und auszuhärten. Durch die offene Aushärtung und die freie Wahl des Härtingsmechanismus (thermisch oder photonisch) steht ein weitläufiges Repertoire einsetzbarer Materialien zur Verfügung [84]. Eine Möglichkeit, dieses Konzept auf replikativ gefertigte Komponenten zu übertragen, wird in Kap. 6.2 vorgestellt.

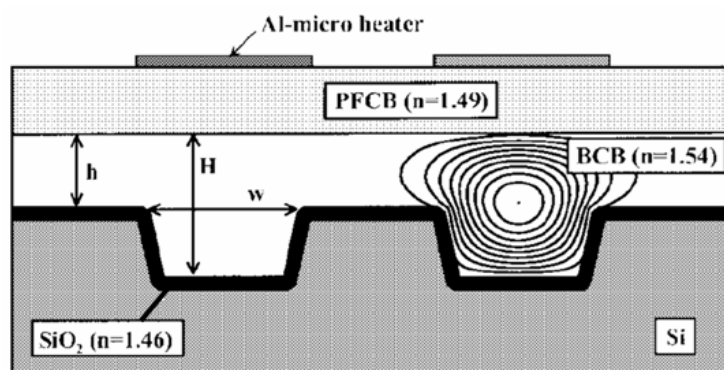


Bild 3.20: Skizze des Querschnitts eines digitalen thermo-optischen Schalters nach dem hybriden Materialkonzept von Petermann et al. [61]

3.3.2 Aktueller Entwicklungsstand im Bereich nicht-replikativer Herstellungstechniken

Die selektive Photopolymerisation und die RIE-Technologie haben sich klar gegen das Photolocking und Photobleaching durchgesetzt. Hintergrund dürfte die weitaus größere

Materialauswahl bzw. Freiheit in der Materialentwicklung sein. In beiden Technologien wurden Wellenleiterdämpfungen $\leq 0,1$ dB/cm über alle Telekombänder nachgewiesen. Eine Übersicht über die in den verschiedenen Technologien erreichten Werte gibt Tabelle 3.1.

Manufacturer	Polymer Type [Trade Name]	Patterning Techniques	Propagation Loss, Single-Mode Waveguide, dB/cm [wavelength, nm]	Other Properties [wavelength, nm]
Amoco	Fluorinated polyimide [Ultradel™]	Photoexposure / wet etch	0.4 [1300] 1.0 [1550]	Birefringence: 0.025 Crosslinked, Thermally stable
Corning (formerly AlliedSignal and Honeywell)	Acrylate	Photoexposure / wet etch, RIE, laser ablation	0.02 [840] 0.3 [1300] 0.8 [1550]	Birefringence: 0.0002 [1550] Crosslinked, T _g : 25°C Environmentally stable
	Halogenated acrylate	Photoexposure / wet etch, RIE, laser ablation	<0.01 [840] 0.06 [1300] 0.2 [1550]	Birefringence: <0.000001 [1550] Crosslinked, T _g : -50°C Environmentally stable
Dow Chemical	Benzocyclobutene [Cyclotene™]	RIE	0.8 [1300] 1.5 [1550]	T _g : > 350°C
	Perfluorocyclobutene [XU 35121]	Photoexposure / wet etch	0.25 [1300] 0.25 [1550]	T _g : 400°C
DuPont	[OASIC™]	Photoexposure / wet etch, RIE, laser ablation	<0.01 [840] 0.03 [1300] 0.1 [1550]	Environmentally stable
Gemfire	[Gemfire]	Photoexposure / wet etch	1.0 [1550]	Birefringence: 0.0002 [1550] Crosslinked
General Electric	Polyetherimide [Utem™]	RIE, laser ablation	0.24 [830]	Thermally stable
Hitachi	Fluorinated polyimide	Photoexposure / wet etch	TE: 0.5, TM: 0.6 [1300]	Birefringence: 0.009 [1300] PDL: 0.1 dB/cm [1300] T _g : 310°C, Thermally stable
Hoechst Celanese	PMMA copolymer [P2ANS]	Photobleaching	1.0 [1300]	NLO polymer
Iptek	Poly(methylmethacrylate) with CLD-1 chromophore [PMMA-CLD-1]	RIE	5.0 [1300]	NLO polymer r ₃₃ = 60 pm/V [1300] Pigtail loss = 3.5 dB / facet
JDS Uniphase (formerly Akzo Nobel)	Polycarbonate [BeamBox™]	RIE	0.6 [1550]	Thermally stable
K-JIST	Fluorinated poly(arylene ether sulfide) [FPAESI]	RIE	TE: 0.42, TM: 0.4 [1550]	PDL: 0.02 dB/cm [1550] Birefringence: 0.0003 [1550] Crosslinked, Thermally stable
Lumera	Polyurethane with FTC chromophore [PU-FTC]	RIE	2.0 [1300]	NLO polymer r ₃₃ = 25 pm/V [1310] Pigtail loss = 5 dB / facet
NTT	Halogenated acrylate	RIE	0.02 [830] 0.07 [1310] 1.7 [1550]	Birefringence: 0.000006 [1310] T _g : 110°C
	Deuterated polysiloxane	RIE	0.17 [1310] 0.43 [1550]	Environmentally stable
	Fluorinated polyimide	RIE	TE: 0.3, TM: 0.7 [1310]	PDL: 0.4 dB/cm [1310] Environmentally stable
Optical Crosslinks (formerly Polymer Photonics)	Acrylate [Polyguide™]	Diffusion	0.18 [800] 0.2 [1300] 0.6 [1550]	Laminated sheets Excimer laser machinable
PacificWave	Polycarbonate with CLD-1 chromophore [PC-CLD-1]	RIE	1.8 [1550]	NLO polymer r ₃₃ = 70 pm/V [1310] Pigtail loss = 1.5 dB / facet
Redfern	Inorganic polymer glass [IPG™]	RIE		Environmentally stable

Tabelle 3.1: Gegenüberstellung der Leistungsdaten von PLC in nicht-replikativen Herstellungstechniken [9]

Im Bereich der selektiven Photopolymerisation ragen die Ergebnisse der Gruppe um L. Eldada (DuPont Photonics) heraus. Sie stellen mit stark verzweigten, Fluorpolymeren integriert-optische Komponenten her, die Silica-on-Silicon-Produkten ebenbürtig sind, bzw. diese in verschiedenen Punkten übertreffen. Die Wellenleiterdämpfung liegt zwischen 1500 und 1570 nm bei 0,11 dB/cm und der Einfügeverlust für eine 2,7 cm lange Probe im Bereich um 0,6 dB bei Gesamtkoppelverlusten von 0,28 dB (Bild 3.21).

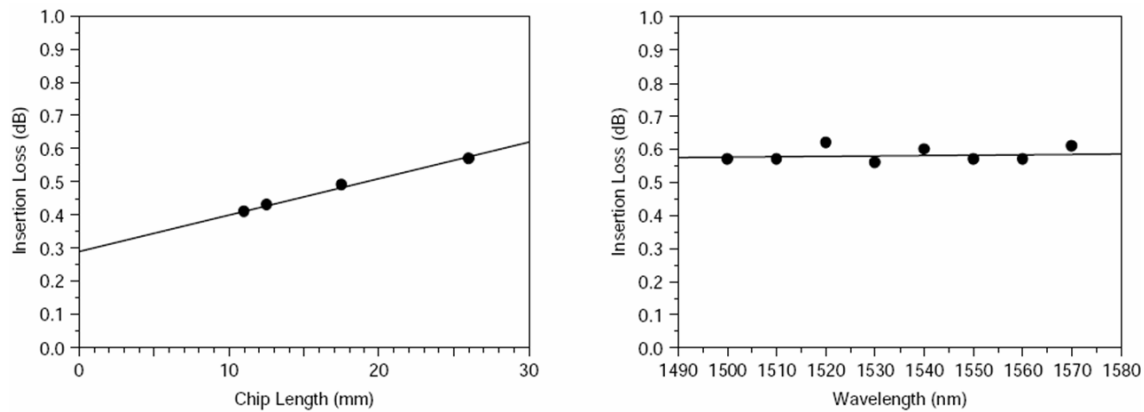


Bild 3.21: Links: Cutback-Messung bei 1550 nm (0,11 dB/cm); Rechts: Spektrale Einfügedämpfung für eine 2,7 cm lange Probe (Koppelverluste 0,28 dB) von Wellenleitern aus halogenierten Materialien [9]

Die Streuung aufgrund ohnehin geringer Wandrauigkeiten kann durch Diffusion zwischen den Grenzschichten ('inter-layer diffusion') weiter minimiert werden. Außerdem wird spannungsinduzierte Streuung durch die praktisch spannungsfreie Prozessierung eliminiert. Letzteres ist darauf zurückzuführen, dass das vernetzte Material weit oberhalb der Glasstemperatur betrieben wird, also im elastomeren Zustand, was lokale Spannungsdifferenzen minimiert. Dadurch wird zusätzlich die Doppelbrechung stark reduziert. Aufgrund der Spannungsfreiheit und der hohen Qualität sowohl der vertikalen als auch der horizontalen Grenzflächen liegt der polarisationsabhängige Verlust (PDL) bei nur 0,01 dB/cm. Die Polarisationsmodendispersion wird mit 0,01 ps über ein Bauteil angegeben. Durch den Abgleich des Brechungsindexkontrasts und der Kerndimensionen können die Koppelverluste so weit minimiert werden, dass sie bezogen auf die Gesamtverluste eines Bauteils annähernd keine Rolle mehr spielen.

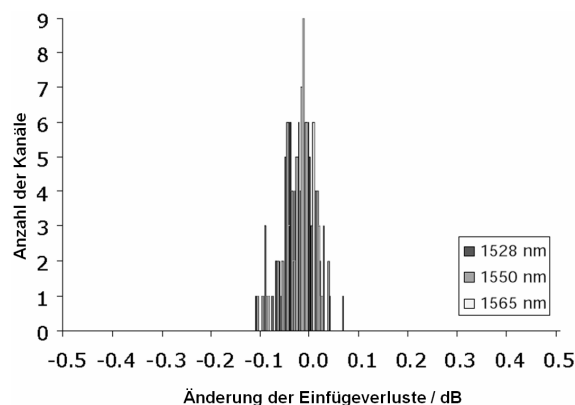


Bild 3.22: Änderung der Einfügedämpfung von 11 4-kanaligen VOA-Chips nach 100 Wechselzyklen zwischen -40 und 85 °C (Telcordia) [9]

Beeindruckend ist, dass der Brechungsindex der entwickelten Photopolymere zwischen 1,3 und 1,7 durch Mischung kontinuierlich variiert werden kann, was sie sogar für die

Verwendung für photonische Kristalle interessant macht. Nicht zuletzt kann die Gruppe die Komponenten mittels der Bellcore Protokolle GR-1209-CORE und GR-1221-CORE für den Feldeinsatz qualifizieren (Bild 3.22) [126].

Eldada et al. demonstrieren beispielsweise thermo-optische digitale Schalter, die mit einer Schaltzeit von 5 ms die SONET-Anforderung zur Wiederherstellung (restoration) von 50 ms deutlich unterbieten [9]. Für eine 'streng nicht blockierende' (strictly non-blocking) $N \times N$ -Schaltmatrix sind $2 \times N \times (N-1)$ 1×2 -Schalter notwendig. Eine entsprechende 16×16 -Matrix mit insgesamt 480 DOS wurde erstmals im Jahre 2002 von der Gruppe vorgestellt [91]. Bild 3.23 zeigt die Matrix schematisch. Jeder Schaltzustand erfordert 128 geheizte Elektroden, was einer Leistungsaufnahme von 6,4 Watt entspricht. Das Design enthält des Weiteren 704 S-Bends und 227 Wellenleiterkreuzungen. Die Gruppe erreicht mit einem solchen Chip eine Einfügedämpfung von 6 dB.

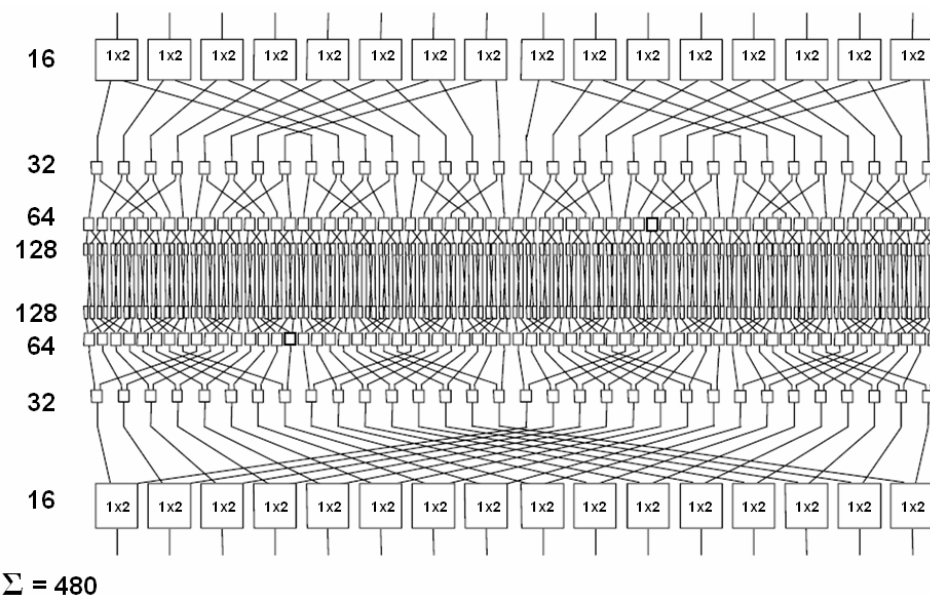


Bild 3.23: Schematische Übersicht über eine 16×16 -Schaltmatrix (strictly non-blocking). Links die Anzahl der Schalter in der jeweiligen Zeile [9]

Die Anzahl von fast 500 Y-Verteilern macht die große Leistungsfähigkeit dieser Herstellungstechnologie deutlich. Auf Basis einer solchen Schaltmatrix stellen Eldada et al. ein Ein-Chip-Modul vor, welches optischen Add-Drop-Multiplexern (OADM) die Option der ferngesteuerten Rekonfigurierbarkeit verleiht (Bild 3.24), also ROADMs (Rekonfigurierbare OADMs).

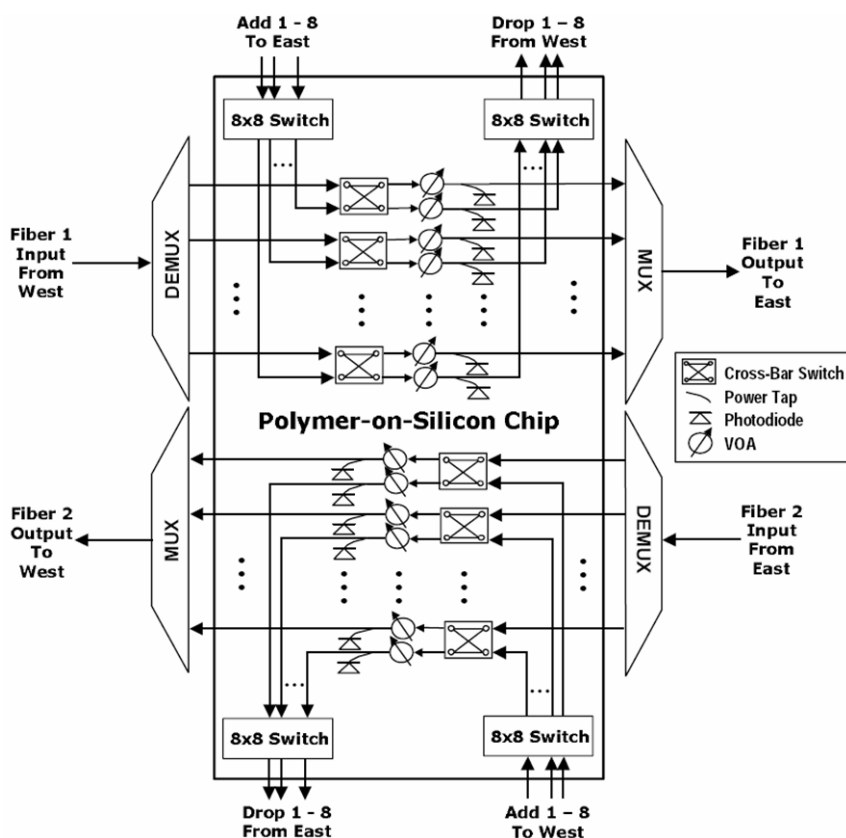


Bild 3.24: Schematische Übersicht über ein ROADM-Konzept (Rekonfigurierbarer optischer Add-Drop-Multiplexer) [9]

Die Integrationsdichte des Chips ist aktuell eine der höchsten. Die Leistungsdaten des Chips sind in Tabelle 3.2 zusammengefasst. Für die optionale 8 x 8-Schaltmatrix muss der Einfügeverlust jeweils um 2,9 dB erhöht werden.

Parameter	Value
Operating Wavelength Range	1528-1610 nm
Insertion Loss (Express)	1.2 dB
Insertion Loss (Add to Out)	1.2 dB (4.1 dB with 8x8)
Insertion Loss (In to Drop)	1.2 dB (4.1 dB with 8x8)
VOA Attenuation Range	15 dB
PDL	0.2 dB
WDL	0.1 dB
Tap Ratio	4±0.5%
PMD	<0.05 ps
Optical Power Range per Channel	-30 to +15 dBm
Isolation (Extinction)	50 dB
Crosstalk	50 dB
Return Loss	50 dB
Switching Time	3 ms
PD Responsivity	0.80 A/W
Operating Temperature Range	0 – 70°C
Storage Temperature Range	-40 – 85°C
Power Dissipation (with TEC/PCB)	6 W

Tabelle 3.2: Leistungsdaten des beschriebenen Chips zur Rekonfigurationsfähigkeit optischer Add-Drop-Multiplexer [9]

DuPont Photonics bietet die Komponenten seit Februar 2006 im Rahmen seiner iVOA- und iROAD-Produktreihe an (Bild 3.25) [92]. Auch Gemfire [93] bietet ähnliche Produkte an.



Bild 3.25: iVOA von DuPont auf Polymer-PLC-Basis. Erhältlich seit Februar 2006 [94].

Dies zeigt, dass polymere Komponenten durchaus das Potential haben, mit etablierten Technologien in Konkurrenz zu treten. Ob die Komponenten am Markt akzeptiert werden bzw. traditionellen Produkten sogar den Rang ablaufen werden, kann zu diesem Zeitpunkt noch nicht abgeschätzt werden.

3.3.3 Replikative Herstellung

Replikationstechniken bieten im Gegensatz zu ihren nicht-replikativen Alternativen den Vorteil, die zumeist aufwendige Mikrostrukturierung auf die einmalige Erzeugung einer Masterstruktur zu reduzieren. Eine Besonderheit liegt dabei in der Möglichkeit, Führungsstrukturen für die anzukoppelnden Fasern bereits im Master zu integrieren. Durch das passive Faser-Assembly entfällt dann die aufwändige fünffachige Justage der Fasern.

Thermoplast-Replikation und Lamination

Heißprägen

Beim Heißprägen wird die Eigenschaft thermoplastischer Polymere genutzt, bei Temperaturen um und oberhalb des Erweichungspunktes verformbar zu sein (viskoelastischer Zustand).

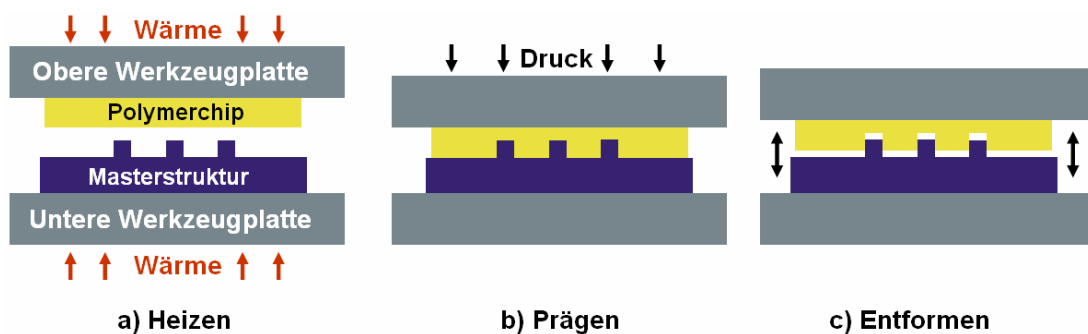


Bild 3.26: Ablauf des Heißprägeprozesses (s. Text)

Ein typischer Prozessablauf ist in (Bild 3.26) skizziert. Zuerst wird das Polymer-Substrat bis in den Bereich der Erweichungstemperatur (a) erwärmt. Im zweiten Schritt wird der Chip gegen einen strukturierten Negativmaster, der beispielsweise aus Nickel oder Silizium besteht, gepresst (b). Das Profil des Masters überträgt sich so in den Kunststoff. In der Regel werden Chip und Master dann knapp unter den Erweichungspunkt abgekühlt und entformt (c).

Erste Versuche, integriert optische Komponenten im Heißprägeverfahren herzustellen, werden bereits von Ulrich et al. 1972 in PMMA demonstriert. Als 'Masterformen' wurden allerdings noch Glasfasern benutzt [13]. Bis in jüngster Zeit werden Versuche beschrieben, einmodige Wellenleiterkomponenten herzustellen [95, 96]. Die hohen Prozesszeiten disqualifizieren das Heißprägen aber letztendlich für die Volumenproduktion. Das verhältnismäßig simple Konzept macht es aber zu einer hervorragenden Labortechnologie, mit der mit relativ geringem Aufwand Aufschlüsse über die Anwendbarkeit eines Materials zum Beispiel für den Spritzguss (s. u.) gewonnen werden können.

Spritzguss- und Spritzprägetechnik

Die geringen Prozesszeiten der Spritzgusstechnik sind ein wesentlicher Grund dafür, dass sich diese Technik mit der Einführung des CDDA-Standards (Compact Disc Digital Audio) Anfang der 1980er Jahre als Kernprozess der Herstellung von CD und inzwischen auch der DVD etabliert hat.

Im Spritzguss wird ein granularer Thermoplast weit über seinen Erweichungspunkt erwärmt, so dass er sehr fließfähig ist. Im Bereich der so genannten Schnecke wird das Material verdichtet und dann unter hohem Druck in eine Kavität eingespritzt (Bild 3.27 links). Der strukturierte Nickelmaster ist in das Formwerkzeug durch eine Haltelippe und eine Vakuumvorrichtung eingebaut. Die Werkzeugtemperatur liegt in der Regel weit unter der Erweichungstemperatur des Polymers, so dass dieses schnell erstarrt. Nach dem Öffnen des Werkzeugs wird der Spritzling ausgeworfen.

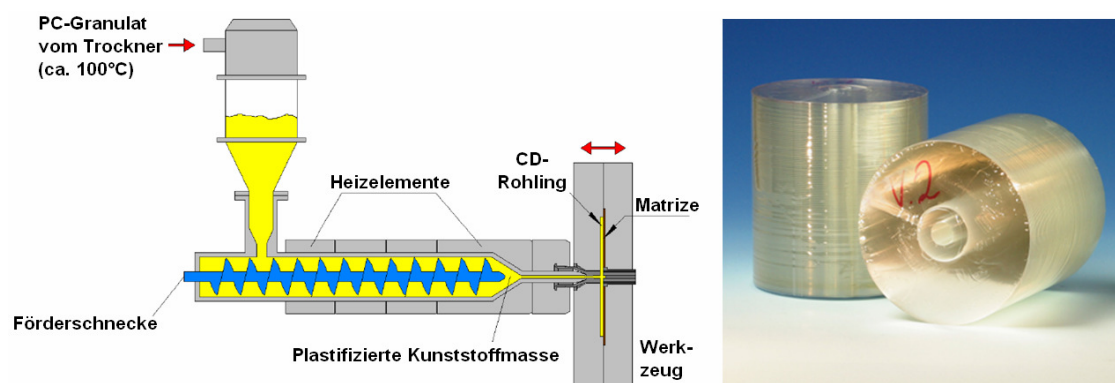


Bild 3.27: Links: Schematischer Aufbau einer Spritzgussanlage ; Rechts: 200 spritzgegossene CD-förmige mikrostrukturierte Substrate aus PC (Prozessierungsdauer ca. 20 min)

Die herausragenden Vorteile dieser Technik liegen in den geringen Material- und Prozesskosten, welche durch die Verwendung von preisgünstigen Polymeren und durch den replikativen Charakter mit äußerst kurzen Prozesszeiten (wenige Sekunden im CD-Spritzguss) ermöglicht werden. Bild 3.27 rechts zeigt 200 spritzgegossene CDs mit Wellenleiterstrukturen, welche innerhalb etwa 20 Minuten hergestellt wurden.

Der Ansatz, diese Technologie zur Herstellung von Mikrostrukturen, insbesondere Singlemode-Strukturen, zu verwenden, wurde in den 1990er Jahren unter anderem von Neyer et al. verfolgt [97, 98]. Das verwendete Basismaterial (zumeist PMMA) liegt allerdings mit seiner Glas temperatur von ca. 100 °C für Telekomponenten nur knapp oberhalb der Spezifikationen. Insbesondere zur Implementation thermo-optischer Funktionen ist es daher nicht mehr geeignet. Der in dieser Arbeit verfolgte Ansatz liegt darum in der Entwicklung eines Spritzgussprozesses für Singlemode-Wellenleiterchips aus dem deutlich Temperatur festeren Material TPX™ (Erweichungspunkt = 170 °C) auf der Basis des etablierten CD-Spritzguss-Prozesses. Maschinelle, Werkzeug bezogene und prozesstechnische Modifikationen sollen dabei so gering wie möglich gehalten werden. Um industriennahe Entwicklung zu gewährleisten, wurden die Arbeiten in enger Kooperation mit der Firma OK-Media Disc, Nortorf durchgeführt (vgl. Kap. 4.2).

Lamination

Die in Heißprägetechnik oder Spritzguss hergestellte replikativ erzeugte Oberflächentopologie stellt lediglich den ersten Schritt zur Herstellung der eigentlichen Wellenleiter dar. Deshalb wird im Folgenden eine Deckelfolie auf das heißgeprägte oder spritzgegossene Substrat auflaminiert (Bild 3.28). Der Zusammenhalt von Substrat und Deckelfolie wird durch einen Kleber gewährleistet, der gleichzeitig die Wellenleitergräben verfüllt und somit als Kernmaterial dient. Hierzu wird eine geringe Menge des noch flüssigen Kernmaterials auf das Substrat gegeben. Dann wird die Deckelfolie aufgelegt, das überschüssige Material durch Druck beiseite gepresst und das verbleibende durch UV-Licht ausgehärtet. Der fertige Singlemode-Chip besteht also aus einem festen Verbund von Substrat, Kernmaterial und Deckel.

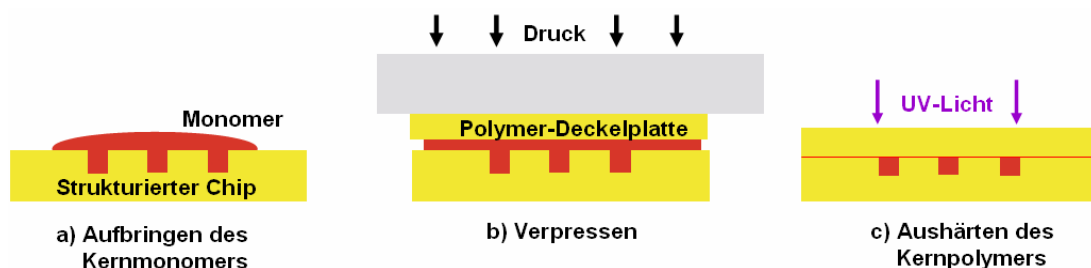


Bild 3.28: Lamination einer Deckelfolie auf ein mikrostrukturiertes Substrat unter gleichzeitiger Verfüllung der Strukturen

Diese Technik bildet die Basis des in Kap. 4.3 beschriebenen und weiterentwickelten Prozesses zur Herstellung von Wellenleiterkomponenten.

UV-Embossing

Bei der UV-Embossing- oder auch UV-Imprint Technologie wird eine UV-härtbare Claddingschicht auf ein Basissubstrat, z.B. einen Glaswafer, aufgebracht (Bild 3.29-1). Ähnlich dem Heißprägeprozess werden die Strukturen nun von einem Stempel in das Material eingeprägt, welches danach durch UV-Flutbelichtung gehärtet wird (2). Das Kernmaterial wird auf die strukturierte Claddingschicht aufgebracht, durch einen unstrukturierten Stempel überflüssiges Material beiseite gedrückt und wiederum ausgehärtet (3). Danach wird eine obere Claddingschicht aufgebracht und optional mit einem Deckel versehen (4).

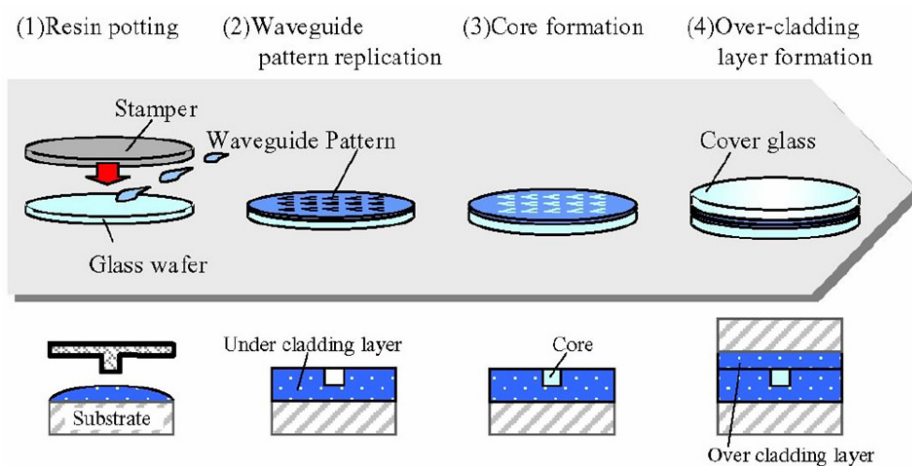


Bild 3.29: Konzept des UV-Embossings [99]

Diese Technologie wird beispielsweise von der Firma OMRON unter dem Namen SPICA (Stacked Polymer IC/Advanced) als Grundlage einer geplanten Versorgung des Markts mit PON-Komponenten entwickelt [99].

Prinzipiell äquivalent ist die 'Soft Lithography'. Der Master besteht hier allerdings aus elastischem Material [100]. Vorteilhaft ist der unkritische Entformungsschritt (vgl. Kap. 5.1).

Reel-to-Reel embossing

Die Reel-to-Reel Embossing Technologie entspricht einem Transfer des UV-Embossing zur Massenproduktion (Bild 3.30). Eine Substratfolie wird von einer Rolle abgerollt (1), beschichtet (2) und in einer Trockenkammer getrocknet. Die Folie wird dann mit der beschichteten Seite über eine negativ strukturierte Masterrolle geführt. Dabei werden die Strukturen in das noch viskose Coating eingeprägt (3), gleichzeitig durch UV-Bestrahlung (4) gehärtet und dann wiederum aufgerollt.

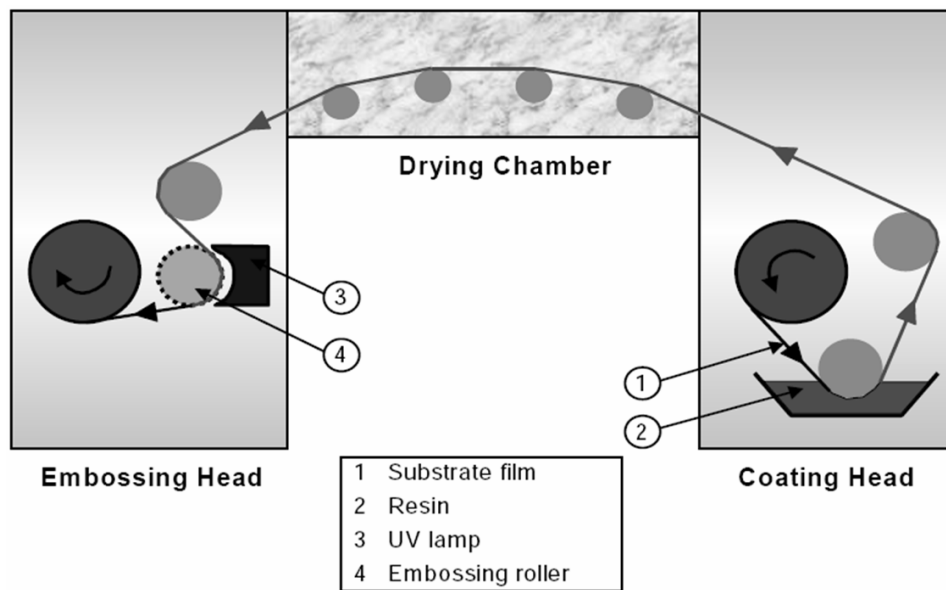


Bild 3.30: Konzept des Reel-to-Reel Embossing [101]

Elastomer-Replikation

Eine Möglichkeit, Lichtwellenleiter replikativ in Elastomeren herzustellen, wurde 2004 durch Chang-Yen et al. [102] und Neyer [103] vorgestellt. Während sich die erste Gruppe allerdings auf Wellenleiter in Mikrofluidikchips zur Implementation von optischen Glukosesensoren beschränkt, verwenden Neyer et al. einen leicht modifizierten Prozess zur Herstellung hochgradig paralleler optischer Interconnects in hybriden (elektro-optischen) Leiterplatten. Die Grundzüge dieser Technik werden im Folgenden beschrieben (Bild 3.31).

Ein strukturierter Master (1) wird mit flüssigem Kernmaterial übergossen (2). Überschüssiges Material wird mittels einer Rakel abgetragen (3) und angehärtet (4). Im Folgenden wird flüssiges Cladding-Material aufgegossen und ausgehärtet (5). Nach der Trennung vom Master und Wenden des Substrats liegen die Wellenleiter offen auf der Oberfläche (6). Eine zweite Claddingschicht wird aufgegossen und ausgehärtet (7). Wesentliche Vorteile dieser Technik sind die zumeist hohe thermische Beständigkeit vernetzter Materialien und der äußerst geringe Schrumpf während des Aushärtens. Letzterer führt zu einem hohen Füllgrad der Wellenleiter und äußerst geringen Tendenz zur Bildung von Vakuolen. Die hohe Fließfähigkeit der Materialvorstufe ermöglicht eine hochpräzise Abformung des Masters. Außerdem erlaubt die hohe Nachgiebigkeit der Elastomere eine saubere Entformung des Substrats vom Master selbst bei Hinterschneidungen oder Defekten in der Vorform.

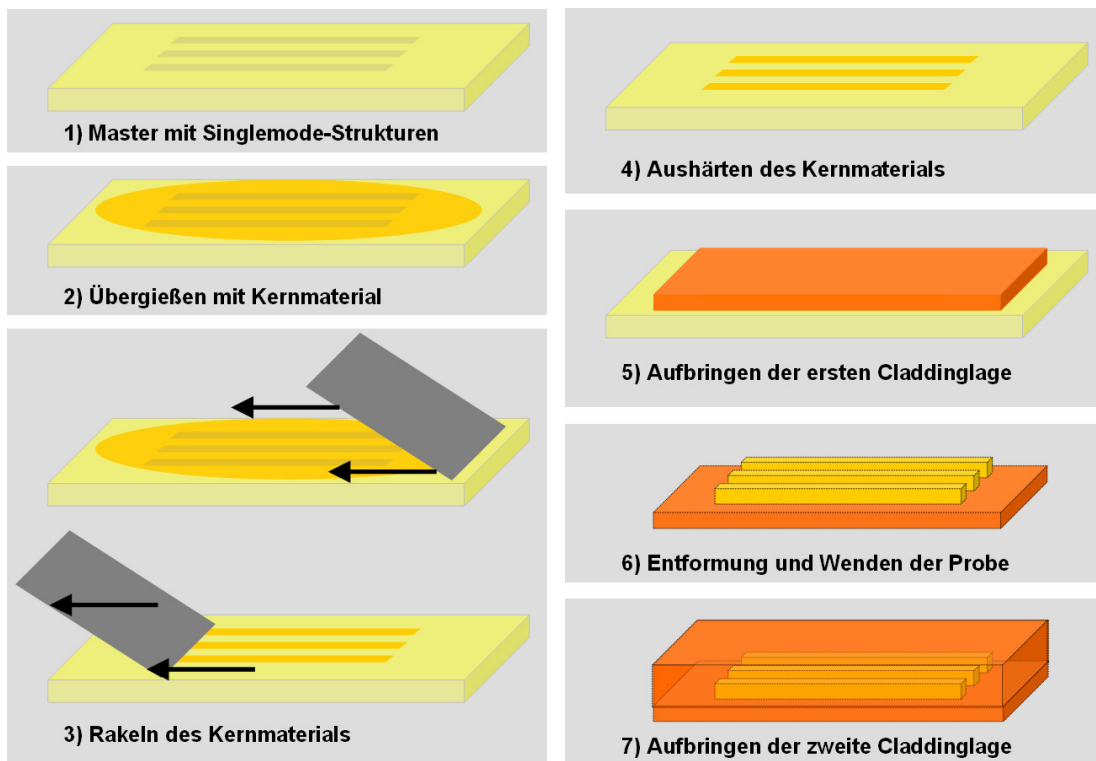


Bild 3.31: Raketeknik - Grundzüge des Herstellungsprozesses

Bild 3.32 zeigt eine Lage entsprechend hergestellter Multimode-Wellenleiter im Verbund mit Kapton. Der Kaptonlaminationsprozess ist in [104] beschrieben.

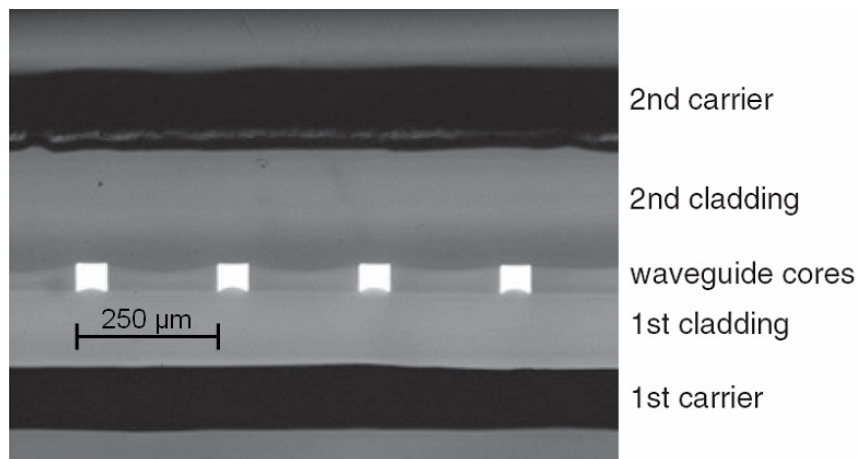


Bild 3.32: In Raketeknik hergestellte Multimodewellenleiter im Laminat zwischen zwei Kaptonfolien. Im Bezug auf den Rakelschritt liegt die Probe hier 'kopfüber' [104]

Die dargestellten Wellenleiter weisen eine Wellenleiterdämpfung von 0,03 - 0,04 dB/cm bei 850 nm auf. Die thermische Kurzzeitstabilität der optischen Lage liegt bei 260 °C, so dass sie einen Bleifrei-Reflowprozess unbeschadet übersteht [104].

Diese Technologie wird im Rahmen dieser Arbeit zur Herstellung von Singlemode-Wellenleiterkomponenten verwendet und modifiziert (Kap. 5).

3.3.4 Aktueller Entwicklungsstand im Bereich Replikationstechniken

Aus technologischer Sicht sind in den vergangenen Jahren im Bereich der replikativen Technologien im Vergleich zu den nicht-replikativen deutlich geringere Fortschritte gemacht worden. Die Wellenleiterdämpfung der Komponenten liegt im besten Fall 0,05 dB/cm [105], zumeist aber einige zehntel dB/cm [106] oberhalb der Materialdämpfung bzw. der Dämpfung der entsprechenden Schichtwellenleiter. Leider wird praktisch in keinem Fall ein klarer Nachweis geführt, welche präzise Ursache die zusätzliche Dämpfung hat. Als Gründe werden z.B. Partikel im Wellenleiterkern [99] vermutet. Es fällt außerdem auf, dass die realisierten Bauteile zumeist nur Funktionalitäten begrenzter Komplexität, wie Splitter [99] oder VOA [107] aufweisen. Zwar demonstrieren Ishida et al. einen 1 x 8-Verteiler mit einer guten Uniformität von 0,1 dB/cm. Gleichzeitig geben sie aber Wellenleiterdämpfungen von 0,3 dB/cm bei 1300 nm und 0,7 dB/cm bei 1550 nm an, die aber 'in der Praxis höher liegen', also offensichtlich eher als 'beste Laborwerte' zu verstehen sind. Auch die vergleichsweise geringe Anzahl dokumentierter Forschungsaktivitäten im Singlemode-Bereich legt die Vermutung nahe, dass die Entwicklung von Replikationstechniken entweder signifikante Probleme bereitet, oder solche befürchtet werden. Die Ursachen können einerseits im Replikationsschritt selbst liegen, andererseits aber auch im in der Regel folgenden Füllschritt. Diese Aspekte werden im weiteren Verlauf der Arbeit beleuchtet.

3.4 Masterherstellung

Sämtliche in dieser Arbeit beschriebenen Herstellungstechniken für integriert-optische Komponenten basieren auf der Replikation einer Masterstruktur. Diese wurden ausschließlich photolithographisch erzeugt. Der Replikationsmaster besteht je nach Fertigungsprozess aus der Lackform selbst oder aus einer auf Basis der Lackform hergestellten Nickel-galvanischen Abformung (Bild 3.33).

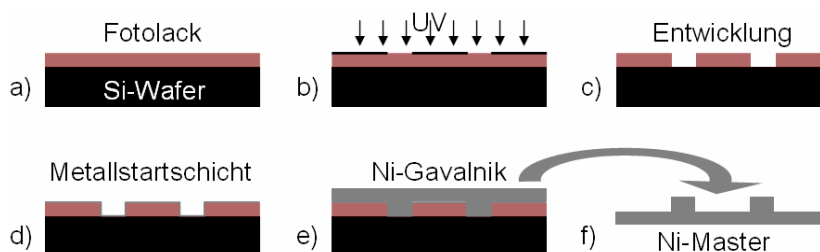


Bild 3.33: Photolithographische Herstellung und galvanische Abformung von Replikationsmastern

Das Design der Elektronenstrahl geschriebenen Chrommasken ist auf verschiedene Einsatzvarianten ausgelegt (Bild 3.34). Die radial nach außen weisenden

Wellenleitergruppen gewährleisten im CD-Spritzguss mit Mittenanguss (vgl. Kap. 4.2) den Materialfluss entlang der Strukturen. Außerdem ermöglicht der Maskenbereich 1a die Herstellung von bis zu 11 cm langen Wellenleitern in Rakeltechnik. Ein invertierter Bereich (3a, b) ermöglicht die Verwendung eines Positiv-Lacks oder eines Masters höherer Generation unter Beibehaltung der Strukturen (erhabene Strukturen bleiben erhaben).

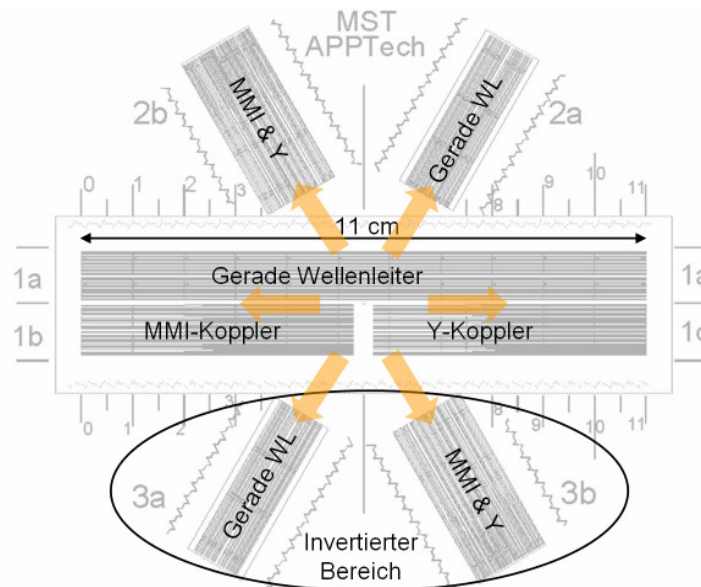


Bild 3.34: Layout der Elektronenstrahl geschriebenen 7"-Lithographiemaske. Die Pfeile deuten den Materialfluss beim Spritzguss an.

SU-8-Masterform

Zur Herstellung der Masterformen wurde der Negativ-Lack *SU-8/5* der Firma *microresist* benutzt. *SU-8/5* ist aufgrund seines hohen Vernetzungsgrades thermisch, mechanisch und chemisch äußerst stabil. Somit ist er gegenüber der thermischen Belastung im folgenden Galvanikschritt und bei der thermischen Aushärtung der Chips unempfindlich. Außerdem ist die hervorragende Strukturierbarkeit von *SU-8* weitläufig anerkannt. Die verwendeten Lithographieparameter finden sich in Kap. 8.1.1.

Die so hergestellten Masterformen weisen eine hohe Strukturtreue und minimale Defektdichte auf (Bild 3.35). Die Wellenleiterkanten sind sauber und scharf ausgebildet. Die Oberfläche und die LWL-Gräben der Masterform zeigen sich unter dem Lichtmikroskop defektfrei. Der Trennkeil zwischen den beiden Ausgängen des Y-Kopplers, der bis zu einer Dicke von etwa $2\ \mu\text{m}$ ausläuft, zeigt keinerlei Unregelmäßigkeiten wie Brüche, Knicke oder Wellenformen.

Aufgrund der hohen Transparenz des Lacks und der geringen Lackdicke gestalten sich profilometrische Untersuchungen der hergestellten Master schwierig. Die Oberflächenbeschaffenheit wird daher anhand der hergestellten Nickelmaster oder mittels PDMS-Abgüssen bestimmt. (vgl. Kap. 8.4.3). Auf diese Weise wurden extrem

niedrige Rauigkeiten (R_a , R_q) von < 5 nm (PDMS-Abguss) sowohl auf der Oberfläche wie auf dem Wellenleiterboden erreicht.

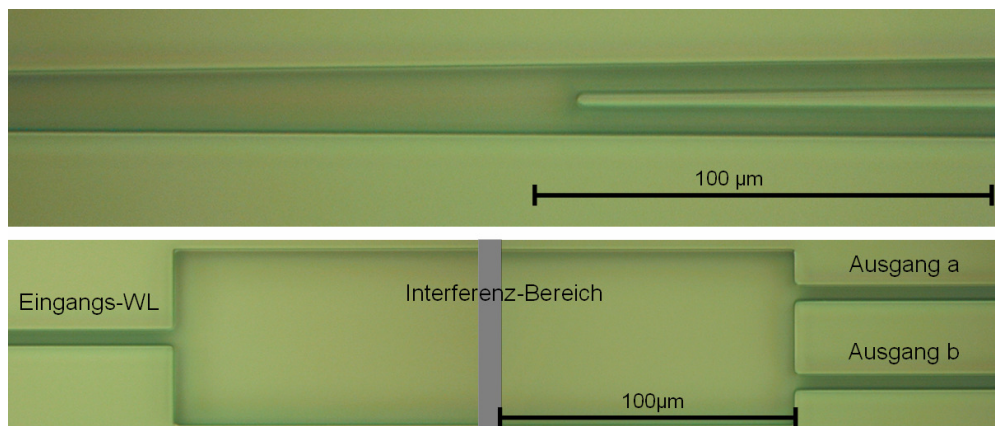


Bild 3.35: Aufsicht auf einen Y-Verzweiger (oben) und einen MMI-Koppler im SU8-Lackmaster

3.4.1 Nickelgalvanik

Nickel ist aufgrund seiner großen Härte (4,0 auf der Mohsskala) für den Einsatz als Replikationsmaster hervorragend geeignet. Mittels galvanischer Abscheidung wächst eine Nickelschicht auf dem Lackmaster, der mit einer ca. 200 nm dicken Silberstabschicht belegt ist, auf (vgl. Bild 3.33). Die Enddicke eines strukturierten Nickelblechs liegt typisch bei 1 mm. Bild 3.36 zeigt einen 6"-Nickelmaster, der in einen Edelstahlkontaktring eingefasst ist. Die Prozessparameter sind in Kap. 8.1.3 festgehalten.

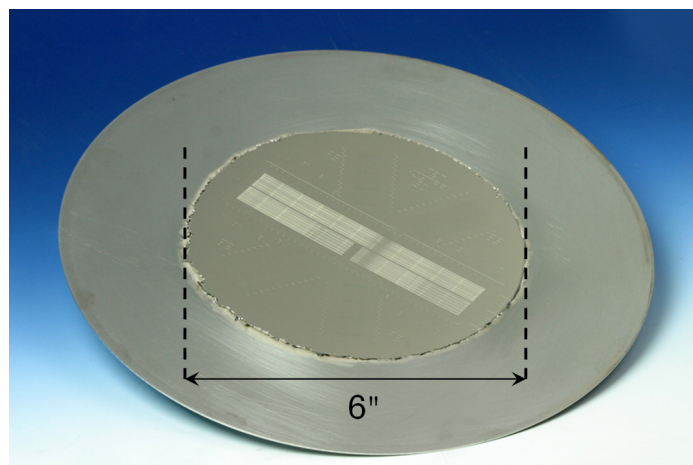


Bild 3.36: 6"-Nickelmaster mit Edelstahlkontaktring

Oberflächenprofilometrische Messungen bestätigen die ausgezeichnete Qualität des Nickel-Masters (Bild 3.37). Die Profilhöhe liegt bei $6,0 \mu\text{m}$ und die Rauigkeit

innerhalb wie außerhalb des Kopplers bei $R_a, R_q \leq 5 \text{ nm}$. Bild 3.37 dokumentiert exemplarisch eine Messung im Bereich eines MMI-Kopplereingangs.

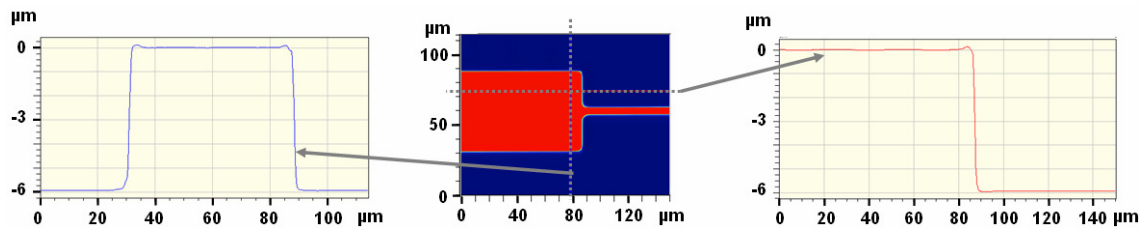


Bild 3.37: Oberflächenprofil eines Nickelmasters (Basis:SU-8 Lackmaster). Die Profilhöhe liegt bei $6,0 \mu\text{m}$. Die Rauigkeiten (R_a, R_q) innerhalb wie außerhalb des MMI liegen bei $< 5 \text{ nm}$.

Fazit

Auf der Basis von SU8-Photolack können unter Anwendung photolithographischer Standard-Prozesse Lackmaster mit hervorragender Qualität hergestellt werden. Diese sind aufgrund der hohen Stabilität von SU8 bereits als Replikationsmaster einsetzbar. Aus den Lackvorformen hergestellte Nickelmaster stehen dem Lackmaster in ihrer Qualität um nichts nach. Diese Technologie bietet somit eine solide Ausgangsposition zur replikativen Herstellung von polymeren Singlemodekomponenten.

4 Singlemode-Komponenten auf Thermoplastbasis

Die Eigenschaft von Thermoplasten, mit steigender Temperatur zunehmend formbar und dann zunehmend flüssig zu werden, wird sowohl in Heißpräge- wie auch Spritzgusstechnik ausgenutzt. In diesem Kapitel wird zuerst die Entwicklung von Heißpräge- bzw. Spritzgussprozessen auf Basis der beiden thermoplastischen Materialien TPXTM und Polycarbonat (PC) vorgestellt. Die Verarbeitung zu Singlemode-Komponenten in Laminationstechnik unter Verwendung angepasster Kernmaterialien schließt sich an.

4.1 Heißprägen von TPXTM

Auf Basis der Heißprägetechnik wurde in den letzten Jahren eine Vielzahl von mikrostrukturierten Komponenten erfolgreich hergestellt. Beispiele sind Singlemode-Komponenten, Mikrolinsen, chemische Analyse-Chips. PMMA stellte sich hierbei als besonders gut replizierbares Material heraus. Nachteilig ist allerdings seine verhältnismäßig geringe thermo-mechanische Stabilität. So liegt die Glasübergangstemperatur bei etwa 100 °C. Polymethylpenten (PMP), welches von der Firma Mitsui Chemicals unter dem Markennamen TPX vertrieben wird, ist dagegen bis etwa 170 °C stabil und übertrifft somit die Anforderung an Singlemode-Komponenten von 125 °C (vgl. Kap. 3.2.3) deutlich. Für TPX wurde deshalb im Zuge dieser Arbeit ein entsprechender Heißprägeprozess entwickelt.

4.1.1 Materialeigenschaften von TPX

Wie PMMA besitzt auch TPX hervorragende Abformeigenschaften [108] und ist deshalb für das Heißprägen als auch den Spritzguss sehr gut geeignet. Die optische Dämpfung beträgt 0,9 und 1,0 dB/cm bei 1300 bzw. 1550 nm (Tabelle 4.1). Insbesondere bei 1300 nm ist die Dämpfung damit im Verhältnis zu anderen Polymeren hoch. Da der optische Brechungsindex allerdings gleichzeitig sehr niedrig ist, können stark fluorierte Kernmaterialien eingesetzt werden, was aufgrund der Konzentration des Feldes im Kern die Wellenleiterdämpfung deutlich reduziert. TPX ist außerdem chemisch sehr stabil und ist somit zu einer großen Anzahl von potentiellen Kernmaterialien kompatibel. Tabelle 4.1 fasst die wichtigsten Eigenschaften von TPX zusammen.

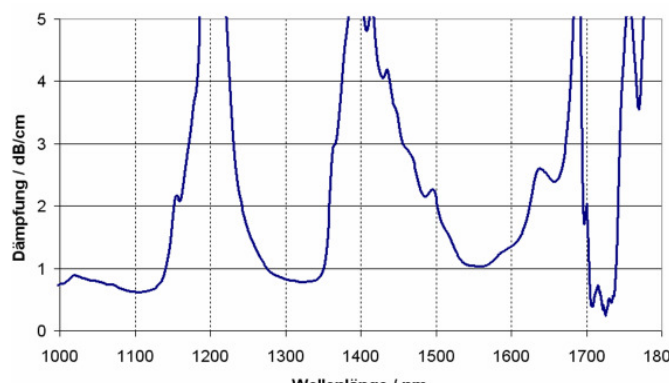
Hersteller/Vertrieb	Mitsui Chemicals		Chemische Struktur	$\left[\begin{array}{c} \text{CH}-\text{CH}_2 \\ \\ \text{CH} \\ \\ \text{CH}(\text{CH}_3)_2 \end{array} \right]_n$
Produktname	TPX™ RT18 XB (granular)			
Optischer Brechungsindex	@589 nm	1,463		
	@1300 nm	1,4533	@1550 nm	1,4521
Absorption	@365 nm	2,9 dB/cm		
	@1300 nm	0,9 dB/cm	@1550 nm	1,0 dB/cm
 <p style="text-align: center;">Spektrale Dämpfung von TPX im Bereich der Telekom-Wellenlängen</p>				
Dichte der C-H-Bindungen	119 mmol/cm ³			
Thermische Stabilität	170 °C (Vicat Erweichungspunkt)			
Struktur	Teilkristallin (63%)			
Schmelzpunkt	245 °C			
CTE (lin.)	117 ppm / °C			

Tabelle 4.1: Materialeigenschaften von TPX

4.1.2 Heißprägeprozess auf TPX-Basis

Standardprozess

Erste Prägeversuche wurden auf Basis des in Kap. 3.3.3 beschriebenen Prozesses durchgeführt. Die Prozessparameter wie Prägetemperatur, Prägedauer, Prägedruck und Entformungstemperatur sind in Tabelle 4.2 angegeben. Der Prozess wurde in den angegebenen Grenzen variiert.

Prägetemperatur	170 - 235 °C
Prägedruck	25 - 400 bar
Prägezeit	5 s -30 min
Entformungstemperatur	140 - 190 °C

Tabelle 4.2: Typische Prägeparameter des Standard-Heißprägeprozesses für TPX-Komponenten

Die Ergebnisse sind durchweg schlecht. Hauptfehler sind unsauber abgeformte Wellenleiterkanten (Bild 4.1 links) wie auch Schattenstrukturen und 'Schleifspuren' auf der Substratoberfläche (Bild 4.1 rechts).

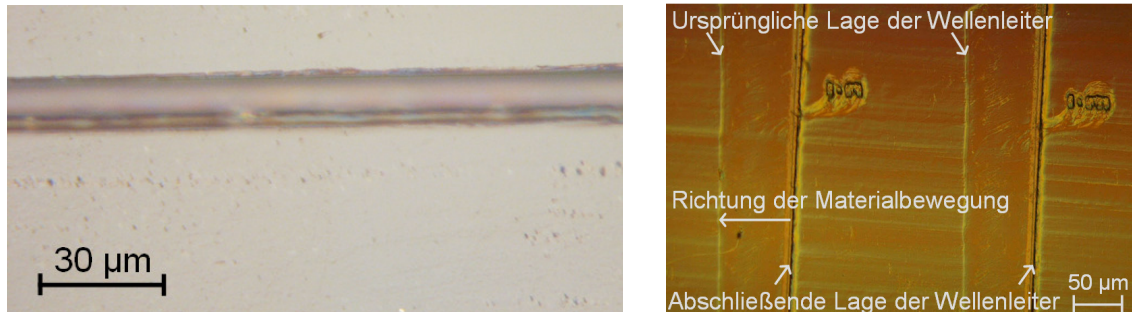


Bild 4.1: Fehlerbehaftetes Oberflächenprofil von heißgeprägten TPX-Substraten (s. Text)

Die Fehlerursache liegt in der Prägephase. Hier befindet sich das Material im viskosen Zustand, welcher aber noch elastische Anteile aufweist. Aufgrund der fehlenden seitlichen Begrenzungen fließt das Material seitlich über den Nickelmaster. (Bild 4.2 links). Aufgrund der hohen Viskosität wird es vor erhabenen Strukturen gestaucht (Bild 4.2 rechts) und umschließt sie rückseitig mitunter nicht vollständig (b). Die Fehler heilen bei der Weiterbewegung nicht wieder aus (c), was zu den oben dokumentierten Schattenstrukturen führt. Eine Erhöhung der Prägetemperatur führt zwar zur Verminderung der Viskosität. In diesem Fall fließt das Material aber fortwährend zur Seite, so dass kein definierter Endzustand realisierbar ist.

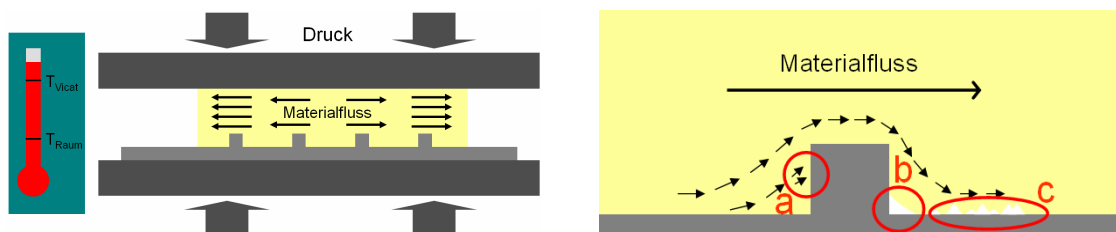


Bild 4.2: Materialfluss während der Prägephase im Heißprägeprozess (s. Text)

Eine weitere Fehlerquelle liegt in der Entformung. Hier ist die möglichst senkrecht gerichtete Trennung von Master und Chip entscheidend. Der deutlich höhere thermische Ausdehnungskoeffizient von Polymeren (Größenordnung 100 ppm/K (lin.)) gegenüber Nickel (13,4 ppm/K) führt bei der Abkühlung von der Präge- zur Entformungstemperatur zu Zugspannungen im Polymersubstrat. Während der Entformung entspannt sich der im Vergleich zum Nickelmaster deutlich elastischere Chip. So kommt es zu einer scherenen Entformung (Bild 4.3). Dieser Effekt kann außerdem durch Toleranzen in der Führung von Heißpresse und Werkzeug zusätzlich verstärkt werden.

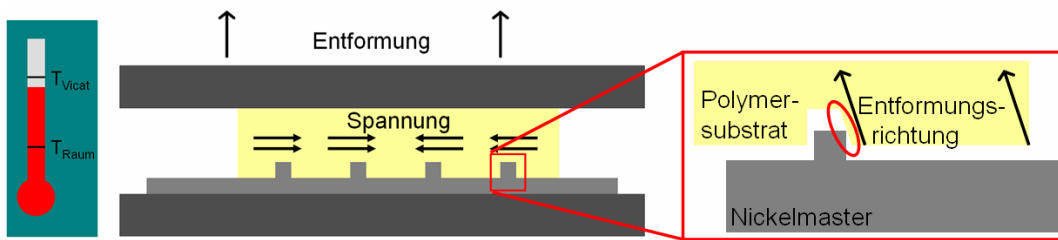


Bild 4.3: Gefahr von scherender Entformung beim Standard-Heißprägevorgang

Die Folgen sind neben Deformationen der Seitenwände insbesondere Abscherungen und Aufwürfe an den Strukturkanten (Bild 4.4).

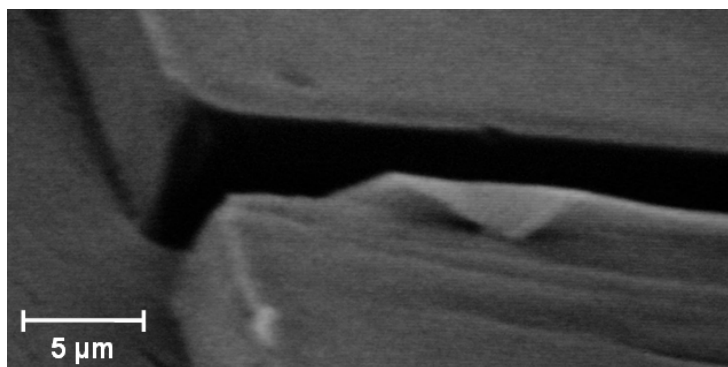


Bild 4.4: Aufwurf durch Scherung an der Oberkante eines Wellenleitergrabens in einem heißgeprägten TPX-Substrat. Außerdem ist die wellenförmige Oberfläche zu erkennen, die aufgrund der Stauchung entstanden ist.

Präzisionswerkzeug

Die zuvor beschriebenen Fehlerquellen wurden durch den Einsatz eines speziell konstruierten Heißprägewerkzeugs weitgehend (Bild 4.5) eliminiert.

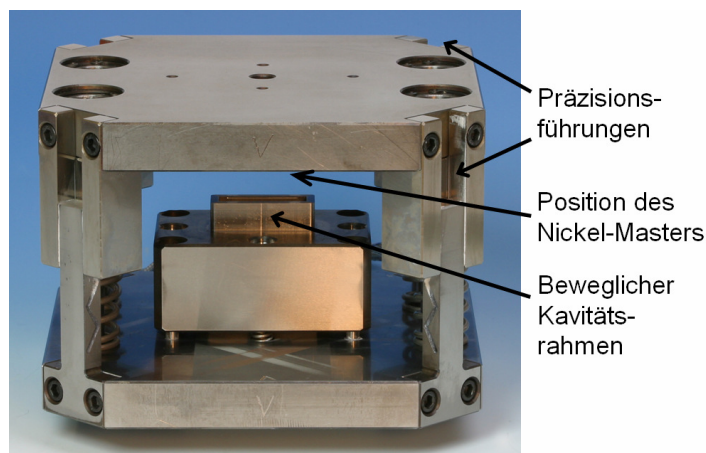


Bild 4.5: Präzisionsheißprägewerkzeug zur Herstellung von TPX-Chips

Der unstrukturierte Chip liegt auf einem Stempel, der fest mit der Bodenplatte des Werkzeugs verbunden ist (Bild 4.6 links). Der Stempel wird von einem Rahmen eingefasst, der in der Vertikalen beweglich ist. Wird das Werkzeug zusammengedrückt, schlägt der Nickelmaster, der kopfüber auf der oberen Werkzeugplatte montiert ist, auf den Rahmen auf. Dieser wird nach unten gedrückt bis der Master wiederum auf dem Chip aufschlägt (Bild 4.6 rechts). Auf diese Weise wird der Chip in einer geschlossenen Kavität geprägt.

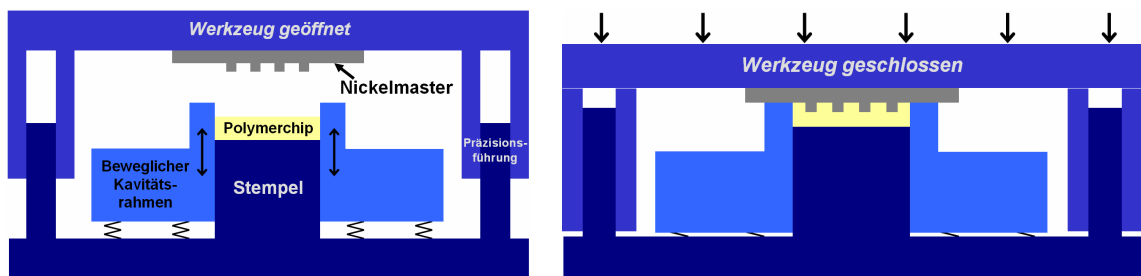


Bild 4.6: Prinzipskizze des Spezial-Heißprägewerkzeugs
Links: geöffnet, Rechts geschlossen.

Beim Öffnen des Werkzeugs werden Master und Chip getrennt. Die hochpräzise Führung des Werkzeugs gewährleistet eine senkrechte Entformung.

Prozessentwicklung

Durch den Einsatz des Präzisionswerkzeugs vermindert sich die Ausbildung von Schattenstrukturen. Die Spannungen zwischen Polymerchip und Master zum Zeitpunkt der Entformung (vgl. Bild 4.3) werden aber auch so nicht vermindert. Erst eine konstante Prozesstemperatur verbessert die Ergebnisse signifikant. Hierbei wird die Werkzeugtemperatur während des gesamten Prozesses bei 190 °C gehalten. Das Prägen geschieht bei einem Kavitätinnendruck von etwa 200 bar über 10 min.



Bild 4.7: Links: Heißgeprägter TPX-Chip (4 x 1 cm²). Rechts: Oberfläche des Chips.

In Abweichung zu Standard-Heißprägeprozessen wird nun nicht unter den Erweichungspunkt abgekühlt, sondern direkt entformt. TPX mit seiner Erweichungstemperatur von $T_{\text{Vicat}} = 170 \text{ °C}$ erweist sich somit bei 190 °C als einerseits formbar, andererseits als hinreichend mechanisch stabil, um eine Deformation des

Chips während und nach der Entformung zu vermeiden. Auf diese Weise können TPX-Chips mit Singlemode-Strukturen hoher Qualität hergestellt werden (Bild 4.7). Die Durchbiegung der Chips liegt bei ca. 1 μm lateral und 11 μm längs (Bild 4.8).

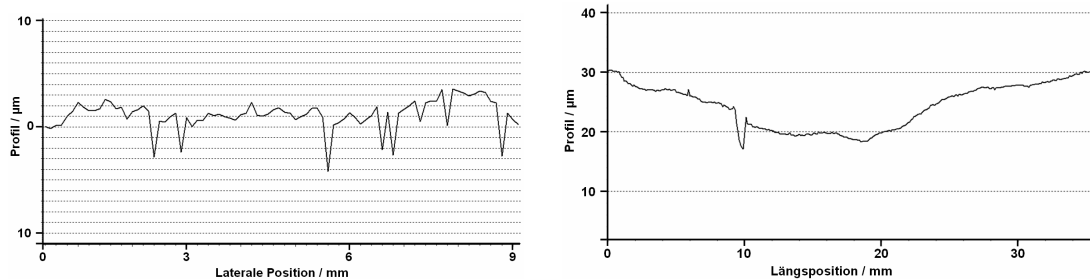


Bild 4.8: Laterale und Längsdurchbiegung einer typischen heißgeprägten TPX-Probe. Negative Peaks werden durch die Strukturen verursacht.

Die Rauigkeit sowohl auf der Chipoberfläche und auf dem Wellenleiterboden beträgt weniger als 20 nm. Die hohe Abformqualität zeigt sich auch im REM (Bild 4.9).

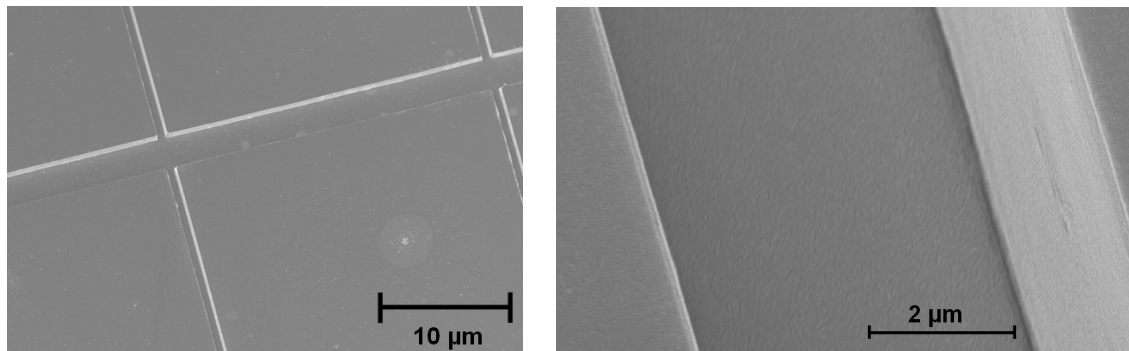


Bild 4.9: REM-Aufnahmen der heißgeprägten Strukturen in TPX. Links: Zwei Wellenleiter werden von einem 50 μm breiten Kanal gekreuzt; Rechts: Nahaufnahme eines Wellenleiterkanals - Boden: dunkel, rechte Wand: hell.

Ein weiterer Vorteil des isothermen Prozesses ist eine deutliche Verkürzung der Prozessdauer. Die begrenzte Wärmeleitfähigkeit des Werkzeugs und das Überschwingen der Maschinenplattentemperatur verursachen eine Verzögerung der Kavitätstemperatur gegenüber der Maschinentemperatur von mindestens 7 Minuten (Bild 4.10).

Außerdem vergehen vom ersten Erreichen der Zieltemperatur der Werkzeugplatten (hier 170 $^{\circ}\text{C}$) bis zur homogenen Verteilung der Temperatur in der Kavität verstärkt durch Überschwingen des Systems ca. 24 Minuten. Durch das konstant Halten der Temperatur kann die Prozesszeit pro Chip von etwa 60 Minuten auf ca. 13 Minuten reduziert werden.

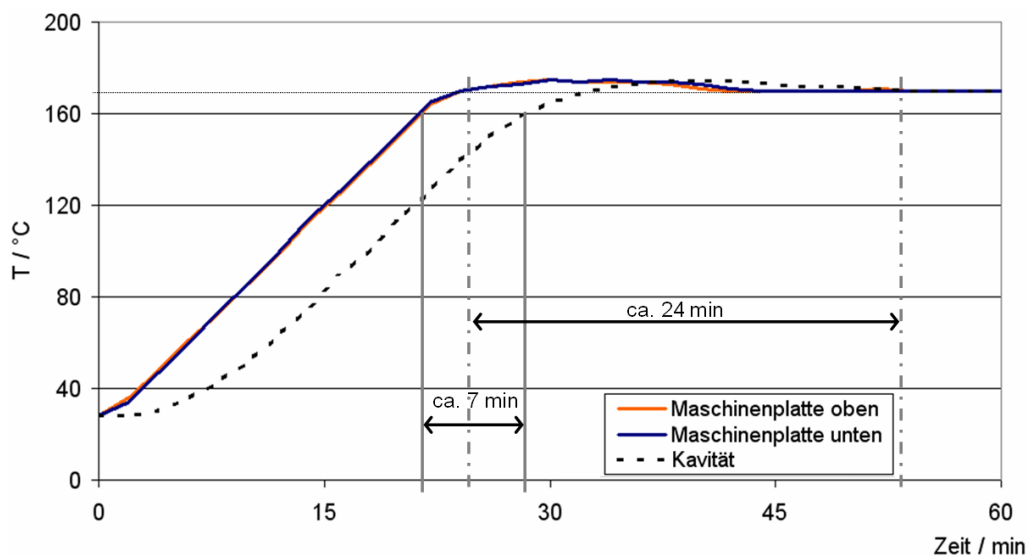


Bild 4.10: Die Temperatur in der Kavität folgt Änderungen der Temperatur der Maschinenplatten mit einer Verzögerung von mindestens 7 Minuten (s. Text).

Fazit

Durch die Verwendung des Präzisionswerkzeuges und eines isothermen Heißprägeprozesses können TPX-Singlemodechips hoher Güte hergestellt werden. Diese bilden eine ausgezeichnete Basis zur Weiterprozessierung zu Singlemode-Wellenleiterkomponenten, die weiter unten dokumentiert ist (vgl. Kap. 4.3).

4.2 Mikro-Spritzguss

Der Spritzguss bietet neben geringen Materialkosten insbesondere den Vorteil geringer Prozesszeiten, die in der Regel im Bereich weniger Sekunden liegen und somit industrielle Massenproduktion ermöglichen (vgl. Kap. 3.3.3). Da die Mikrostrukturierbarkeit thermoplastischer Materialien im Spritzguss z.B. durch die Massenfertigung digital-optischer Datenträger, wie CD, DVD usw. belegt ist, liegt es nahe, diese Technologie auf die Herstellung mikro-optischer Komponenten zu übertragen. Kernziel war dabei, die neuen Prozesse maschinen- wie werkzeugtechnisch möglichst nahe am etablierten CD-/DVD-Spritzgussverfahren zu halten. Um eine durchweg industrienaher Entwicklung zu gewährleisten, wurden sämtliche Arbeiten in enger Kooperation mit der Firma OK-Media Disc, Nortorf durchgeführt. OK-Media ist einer der führenden CD- und DVD-Hersteller Deutschlands und liefert eine Presskapazität von 400.000 CDs/DVDs täglich.

4.2.1 Standardspritzguss von Datenträgern

Die hervorragende Replikationsfähigkeit von Datenträger-Strukturen, der so genannten Pits, liegt in ihren äußerst kleinen Dimensionen und ihrem kleinen Aspektverhältnis

(AV oder AR). Die Pits der CDs bzw. DVDs haben eine Tiefe von $0,13\ \mu\text{m}$ bzw. $0,11\ \mu\text{m}$ und eine Breite von $0,6\ \mu\text{m}$ bzw. $0,32\ \mu\text{m}$, was einem AV von $0,22$ bzw. $0,34$ entspricht (Bild 4.11). Der erhitzte, viskose Thermoplast umschließt beim Einspritzvorgang die Pits problemlos.

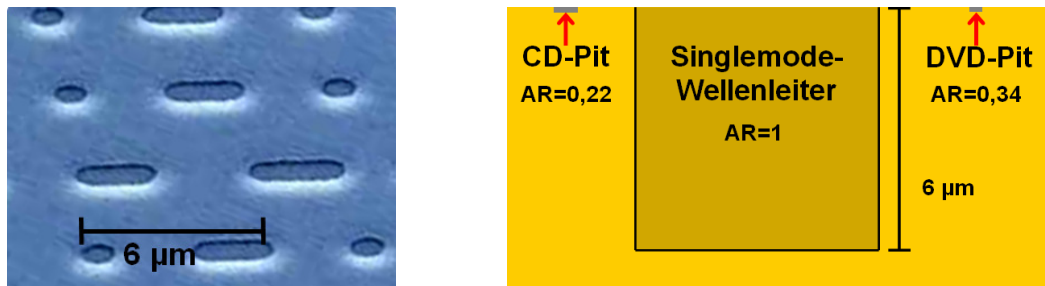


Bild 4.11: Links: REM-Aufnahme der Daten-Pits einer CD; Rechts: Maßstabsgetreue Abbildung des Querschnitts eines Singlemode-Wellenleiters und von CD- und DVD-Pits (AR = Aspektverhältnis).

Die Singlemode-Wellenleiter haben dagegen einen Querschnitt von $6 \times 6\ \mu\text{m}^2$, was einem AV von $1,0$ entspricht. Bild 4.11 rechts gibt diesen enormen Unterschied in Größe und Aspektverhältnis maßstabsgetreu wieder. Die Strukturbreite erhöht sich um den Faktor $10 - 20$, die Tiefe um den Faktor 50 . Die besondere Herausforderung liegt somit in dem Transfer des Standard-Spritzgussprozesses, der für sehr kleine Strukturen mit sehr kleinem Aspektverhältnis entwickelt wurde, in einen Prozess, der deutlich größere Strukturen mit wesentlich höherem AV, sauber abformt.

4.2.2 Mikro-Spritzguss auf PC-Basis

PC (Polycarbonat) ist aufgrund seiner hervorragenden Eignung für den Datenträger-Spritzguss, seiner optischen Transparenz und der verhältnismäßig hohen thermischen Belastbarkeit *das* Standard-Material in der CD- und DVD-Herstellung. Mit seiner Glasübergangstemperatur von etwa $150\ ^\circ\text{C}$ gewährleistet PC die von Singlemode-Komponenten geforderte thermische Stabilität (Tabelle 4.3). Der hohe optische Brechungsindex von PC ($n_D = 1,583$), erfordert für das Kernmaterial einen Index von etwa $n_D = 1,588$. Hierfür bietet sich Ablelux 4021(T) der Firma Ablestik an (s. Kap. 4.3.1).

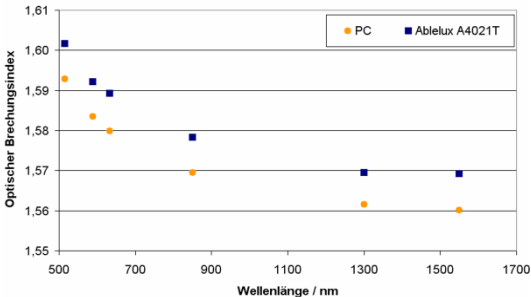
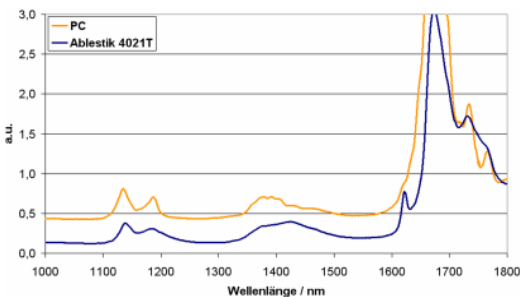
		PC (Macrolon DP1- 1265)	Ablelux 4021T
Hersteller/Vertrieb		Bayer	Ablestik
		$\left[\text{O}-\text{R}-\text{O}-\text{C} \begin{array}{l} \parallel \\ \text{O} \end{array} \right]_n$	
Vorstufe			
Viskosität		n/a	60.000 mPas
Aushärtung			
Typische Härtungs- Parameter	UV	n/a	mehrere Sekunden @50 mW/cm ²
	Thermische Behandlung	n/a	1 h @ 100 °C
Härtungsschrumpf (Volumen)		n/a	3,9 %
Ausgehärtetes Material			
Optischer Brechungsindex n	@ 589	1,5834	1,5921
	@ 1300	1,5616	1,5694
	@ 1550	1,5601	1,5692
Absorption	@ 1300	-	-
	@ 1550	-	-
Polymerklasse		Thermoplastisches Polycarbonat	n/a
Thermische Stabilität		T _{Vicat} = ~142 °C	T _g = ~112 °C
CTE		65 ppm / °C	-
 <p style="text-align: center;"><i>Optischer Brechungsindex von PC & Ablelux 4021T</i></p>		 <p style="text-align: center;"><i>Optische Absorption von PC und Ablelux 4021T</i></p>	

Tabelle 4.3: Materialeigenschaften von Polycarbonat und dem Kernmaterial Ablelux 4021T (s. Kap. 4.3.1)

Durch Modifikation des Standard-Spritzgusses auf PC-Basis konnten Replika hoher Abformqualität hergestellt werden. Den größeren Dimensionen und dem höheren Aspektverhältnis der Singlemode-Strukturen wurde durch eine Erhöhung der Massetemperatur von 325 auf 340 °C und insbesondere der Werkzeugtemperatur von 60 °C auf 120 °C Rechnung getragen (Tabelle 4.4). Die Erhöhung des Nachdrucks auf 60 MPa und der Nachdruckzeit auf 2,5 s verstärkt die Kompensation des thermischen Schrumpfs.

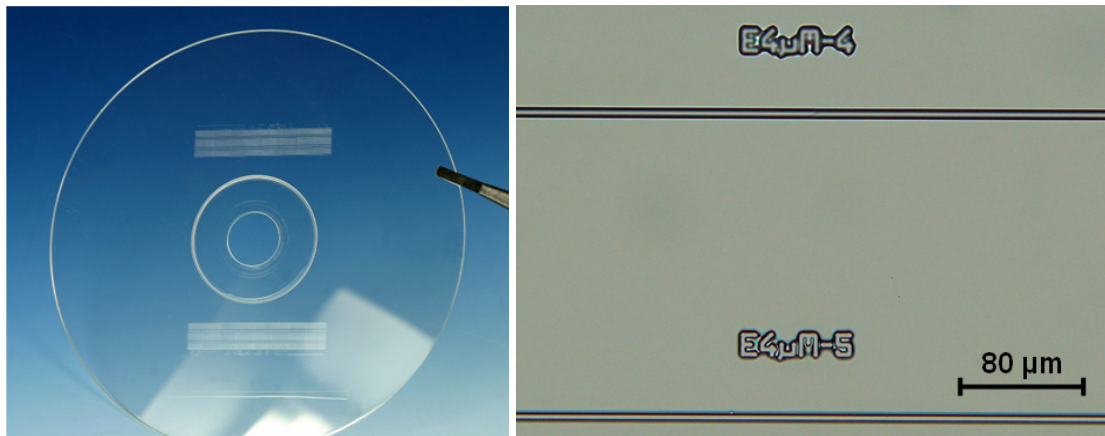


Bild 4.12: Links: Mikrostrukturierter Polycarbonat-CD-Spritzling, der mit einem leicht modifizierten Spritzgussprogramm hergestellt wurde. Rechts: Aufsicht auf zwei Singlemode-Wellenleitergruben

Die hohe Qualität der Spritzlinge zeigt sich zum einen in der Mikroskop-Aufsicht auf die Wellenleitergräben und Positionsmarken (Bild 4.12). Sowohl die Wellenleiter als auch die Marken sind sauber und ohne Schattenstrukturen abgebildet. Interferenzmikroskopische Aufnahmen (Bild 4.13) dokumentieren die praktisch fehlerfreie Ausbildung sowohl des Wellenleiterbodens als auch der Oberkante. Die Rauigkeit auf dem Wellenleiterboden als auch auf der Probenoberfläche liegt unter 10 nm. Die starke Aufweitung der Wellenleiter von ca. 4 µm am Boden auf 8 µm an der Oberkante ist auf die originalgetreue Abbildung des Nickelmasters zurückzuführen, welcher einer Lackvorform aus der Entwicklungsphase des Lithographie-Prozesses entsprang. Eine REM-Aufnahme des Nickelmasters ist zum Vergleich maßstabsgetreu im mittleren Bereich von Bild 4.13 eingefügt.

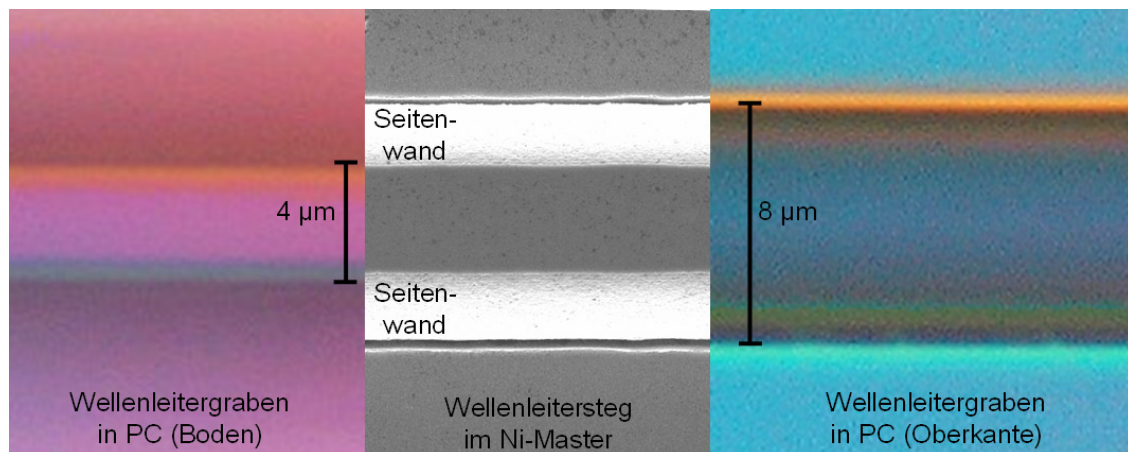


Bild 4.13: Links & rechts: Interferenzmikroskopische Aufnahmen eines PC-Wellenleitergrabens mit Fokus auf dem Wellenleiterboden (links) und auf den Wellenleiteroberkanten (rechts); Mitte: Maßstäblich angepasste REM-Aufnahme des Nickel-Masters

Aufgrund der hohen Qualität wurden auch die PC-CDs als Basis für Wellenleiterkomponenten benutzt (vgl. Kap. 4.3.1).

	Standard-PC-CD	PC-Single-mode-WL	TPX-Single-mode-WL
Massetemperatur	325 °C	340 °C	350 °C
Werkzeugtemperatur	60 °C	120 °C	40 °C
Einspritzgeschwindigkeit	110 mm/s	120 mm/s	145 mm/s
Einspritzdruck	80 MPa	80 MPa	5 MPa
Nachdruck	20-45 MPa	60 MPa	5 MPa
Nachdruckzeit	1 s	2,5 s	0,66 s
Kühlzeit	1,8 s	4,5 s	45 s

Tabelle 4.4: Zusammenstellung der wesentlichen Prozessparameter für den Spritzguss von PC-CDs und PC- bzw. TPX Singlemode-Wellenleiter-Spritzlingen

4.2.3 Mikro-Spritzguss auf TPX-Basis

Im zweiten Schritt der Spritzguss-Prozessentwicklung wurde von PC auf das Material TPX™ der Firma Mitsui Chemicals umgestellt. TPX hat im Vergleich zu PC neben einer noch höheren thermischen Stabilität von ca. 170 °C einen sehr niedrigen Brechungsindex von $n_D = 1,463$, ist also gut mit fluorierten Materialien kombinierbar (vgl. Kap. 4.1.1 und Tabelle 4.6). Nicht zuletzt bietet sich TPX durch seine nachgewiesene Spritzgießbarkeit [108] und kommerzielle Verfügbarkeit in granularer Form an. Aus prozesstechnischer Sicht unterscheidet sich TPX von PC hauptsächlich durch seinen höheren Ausdehnungskoeffizienten (117 ppm/°C gegenüber 65 ppm/°C). Der thermische Schrumpf erhöht sich so in Verbindung mit der höheren Temperaturdifferenz zwischen Schnecke und Werkzeug von etwa 0,7 % für PC auf knapp 2% für TPX. Das Fließverhalten wird durch den engen Schmelzbereich dominiert [109].

Basis der Prozessentwicklung bildeten die Herstellerangaben [108] zu TPX. Eine Massetemperatur von 350 °C und eine Werkzeugtemperatur von 40 °C (vgl. Tabelle 4.4) erwiesen sich als beste Wahl. Die hohe Einspritzgeschwindigkeit von 145 mm/s bei sehr kleinem Einspritzdruck (5 MPa) spiegeln die niedrige Viskosität von TPX bei genannter Massetemperatur wieder. Die Einspritzphase geht durch den unveränderten Druck nahtlos in die Nachdruckphase über. Die lange Kühlzeit von 45 s erhöht die Planarität der Spritzlinge signifikant.

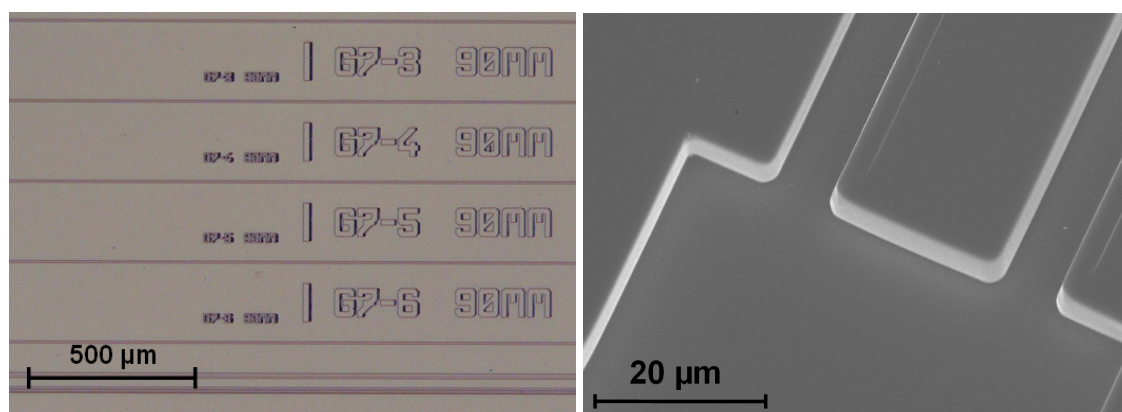


Bild 4.14: Links: Übersicht über eine spritzgegossene Singlemodestruktur in TPX (gerade Wellenleiter zwischen den Positionsmarken). Rechts: REM-Aufnahme eines MMI-Kopplerausgangs

Die so produzierten Spritzlinge sind von hoher Qualität. Das Gesamtbild der Oberfläche zeigt sich sauber und ohne nennenswerte Defekte (Bild 4.14 links). Der Ausgangsbereich des MMI-Kopplers (Bild 4.14 rechts) ist sauber ausgeformt. Profilometerische Messungen ergeben Rauigkeiten < 5 nm auf dem Wellenleiterboden und auf der Probenoberfläche.

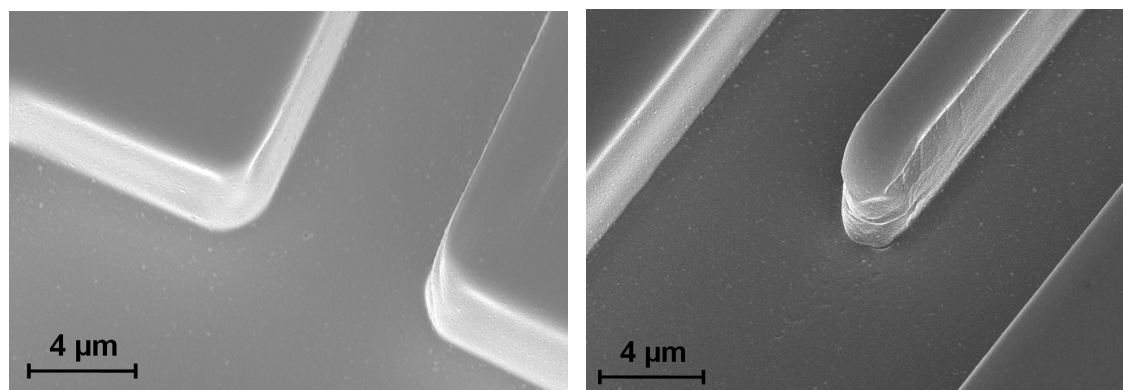


Bild 4.15: Detaillierte REM-Aufnahmen spritzgegossener TPX-CDs. Links: Nahaufnahme des linken MMI-Ausgangs (vgl. Bild 4.14 rechts); Rechts: Nahaufnahme des Trennkeils eines Y-Kopplers.

Die Vergrößerung des linken Ausgangs und die Aufnahme des Y-Kopplers belegen die Detailtreue (Bild 4.15). Der Trennkeil zwischen den beiden Ausgangskanälen des Y-Kopplers ist fast bis zum Ende ausgeformt. Lediglich im Bereich der letzten etwa $2 \mu\text{m}$ konnte der Hohlraum im Nickelmaster nicht vollständig gefüllt werden, was auf den Einschluss von Luft im Hohlraum während des Einspritzens zurückzuführen ist. Eine Evakuierung des Werkzeugs würde eine fehlerfreie Ausbildung der Strukturen, deren Breite etwa $2 \mu\text{m}$ bei einer Höhe von $6 \mu\text{m}$ beträgt, höchstwahrscheinlich gewährleisten. Unter dieser Voraussetzung erscheint die Abformung von Strukturen mit einem Aspektverhältnis von 3 und größer möglich.

Fazit

Die Spritzgusstechnik ermöglicht die Abformung von Singlemode-Wellenleiterstrukturen in Polycarbonat unter geringer Modifikation der Standardprozesse der industriellen CD-Herstellung. Der hohe Brechungsindex von PC behindert allerdings den Einsatz fluorierter Kernmaterialien, die in der Regel einen deutlich geringeren Index als PC besitzen. Die niedrige Brechzahl von TPX erweitert dagegen die Auswahl drastisch. Die hergestellten TPX-Spritzlinge zeigen hohe Abformtreue im nm-Bereich (Rauigkeit) wie auch im μm -Bereich (Wellenleiterprofil). Die PC- und TPX-Spritzlinge bieten somit eine gute Basis zur Weiterprozessierung zu Singlemodekomponenten mittels Lamination.

4.3 Lamination

Erst die Lamination einer Deckelfolie auf die strukturierten Substrate verleiht den Mikrochips durch das gleichzeitige Einbringen von Kernmaterial Wellen leitende Eigenschaften. Die Lamination geschieht nach dem im Kap. 3.3.3 vorgestellten Grundkonzept. Die grundsätzliche Anwendbarkeit des Prozesses wurde anhand von PC-Proben untersucht. In der zweiten Phase wurde die Laminationstechnik auf TPX-Substrate übertragen.

4.3.1 PLC auf Polycarbonat-Basis

Die Nutzung von PC als Substrat- & Claddingmaterial ist beispielsweise in Verbindung mit den in [9] vorgestellten, niedrig dämpfenden Materialien als Kernfüllung möglich. Im Rahmen dieser Arbeit wurde aber auf einen kommerziell erhältlichen Kleber der Firma Ablestik zurückgegriffen.

Kernmaterial Ablelux A4021(T)

Der optische Brechungsindex von PC ($n_D = 1,583$) erfordert ein Kernmaterial mit einem Index von etwa 1,588. Die Auswahl kommerziell erhältlicher Materialien wird durch diesen verhältnismäßig hohen Wert stark eingeschränkt. Als besonders erschwerend erweist sich die mangelnde Genauigkeit der Herstellerangaben. Sie weichen trotz exakter Einhaltung der vorgegebenen Härtingsbedingungen bei drei untersuchten Materialien bis zu 0,026 vom wahren Brechungsindex ab (Bild 4.16). Ablelux A4021(T) übersteigt die geforderte Indexdifferenz von 0,005 mit 0,0087 am wenigsten, während Micro Coat 7181-9 und Epotek 353ND-4 bzgl. der Hersteller-Angaben deutlich höher liegen.

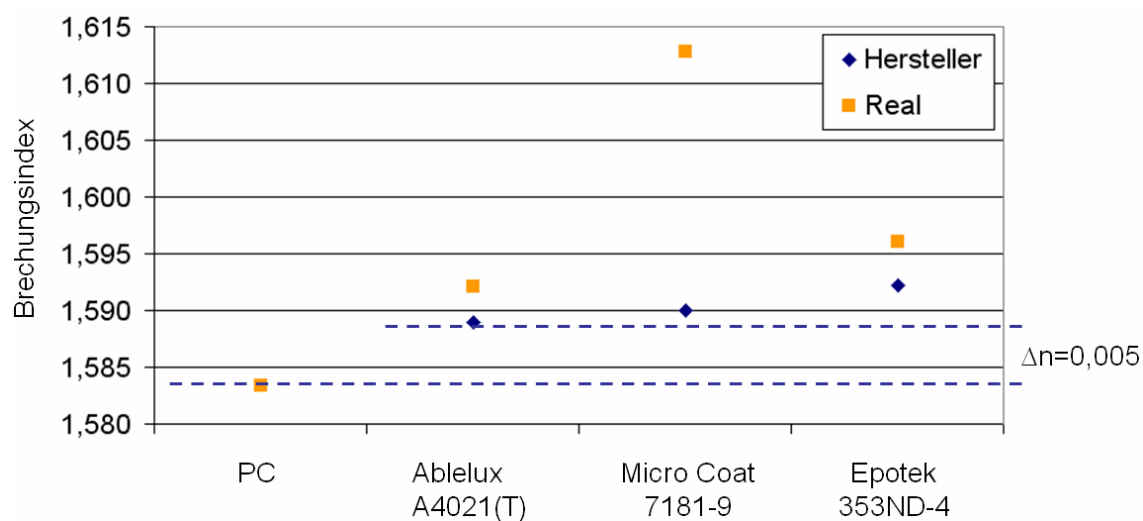


Bild 4.16: Optischer Brechungsindex verschiedener kommerziell erhältlicher optischer Kleber nach Herstellerangaben und experimentell bestimmten Werten

Aufgrund des Vorstudiencharakters wurde Ablelux 4021T (vgl. Tabelle 4.3) trotz der ungenauen Indexanpassung als Kernmaterial benutzt.

Pressen (Dauer / Druck)	10 min / 2500 N (entspr. ca. 5 MPa)
Aushärtung (Dauer / Intensität)	10 min / 5 mW/cm ²
Thermische Nachhärtung (Dauer / Temperatur)	12 h / 70 °C

Tabelle 4.5: Prozessparameter zur Herstellung der PC-Chips mit Ablelux 4021T-Kern

Das Laminationsverfahren liefert unter Verwendung der in Tabelle 4.5 dokumentierten Parameter homogen verfüllte Wellenleiterkomponenten (Bild 4.17). Im Querschnitt zeigt sich, dass die Wellenleiter ohne Anzeichen von Delamination verfüllt sind.

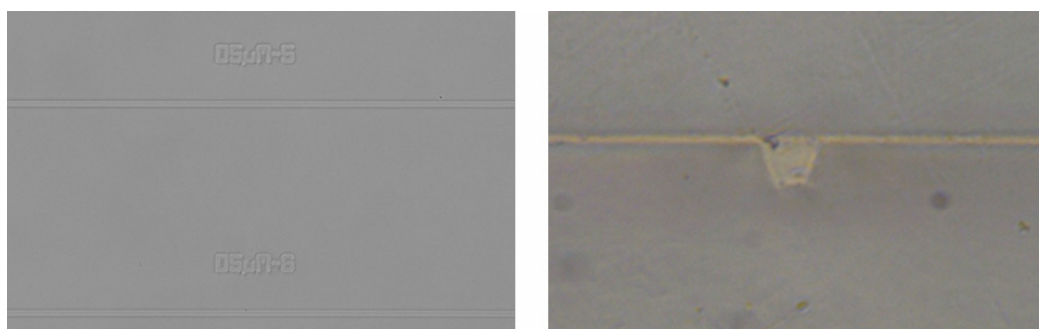


Bild 4.17: PC-Singlemode-Komponente mit Ablelux 4021T als Kernmaterial (Links: Aufsicht; Rechts: Querschnitt)

Eine etwa 1 µm dicke Zwischenschicht verbleibt allerdings zwischen Substrat und Deckel. Dies ist hauptsächlich auf die hohe Viskosität des Klebers von 60.000 mPas zurückzuführen. Sie verhindert eine ausreichende Verdrängung des Kernmaterials in der Pressphase.

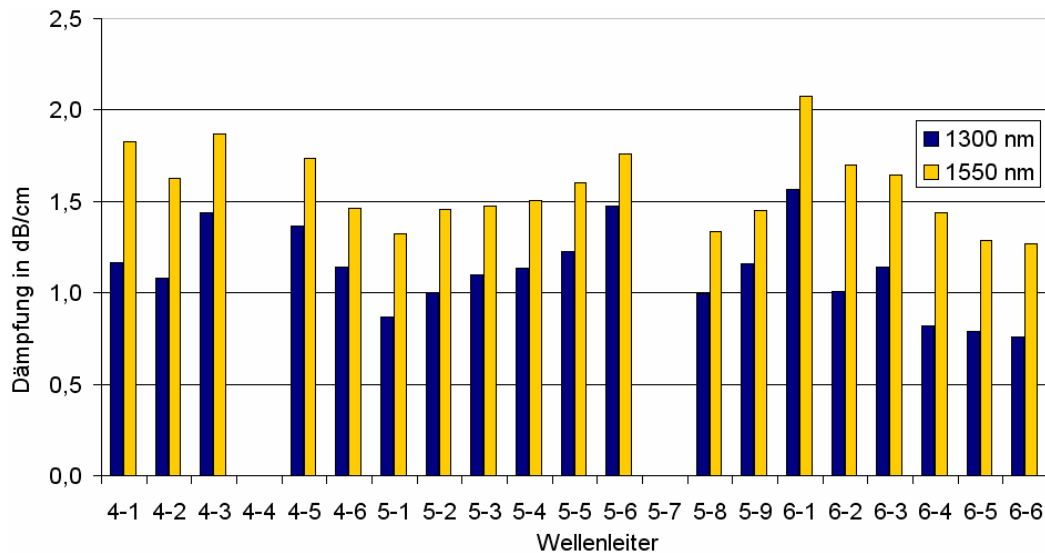


Bild 4.18: Wellenleiterverluste der PC/Ablelux-Probe (Koppelverluste sind inbegriffen)

Die verbleibende Zwischenschicht, die gegenüber den Spezifikationen erhöhte Brechungsindexhub von knapp 0,009 und der ebenfalls nicht spezifikationskonforme Querschnitt der Wellenleiter, stören die Messung der optischen Dämpfung beträchtlich. Die angegebenen Werte enthalten deshalb die Koppel- und Abstrahlverluste. Die durchschnittlichen Wellenleiterverluste von $1,14 \pm 0,23$ dB/cm und $1,58 \pm 0,22$ dB/cm bei 1300 nm bzw. 1550 nm (Bild 4.18) sind daher als 'Worst-Case'-Werte zu betrachten, die in Einheit mit der ansonsten fehlerfreien Verfüllung der Wellenleiter die grundsätzliche Machbarkeit der Laminationstechnik belegen. Voraussetzung ist die Verwendung eines Kernmaterials mit geringerer Viskosität.

4.3.2 PLC auf TPX-Basis

Ein Materialgemisch aus TFML (Trifluormethylacton) und PFPMA (Pentafluorphenylmethacrylat) wird als Kernmaterial zur Verfüllung strukturierter TPX-Chips verwendet. Da es eine deutlich geringere Viskosität als das zuvor beschriebene Ablelux-Material aufweist, ist die oben beschriebene Bildung von Zwischenschichten bei der Lamination nicht zu erwarten.

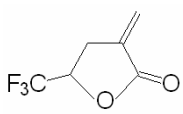
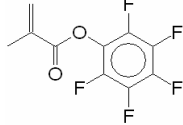
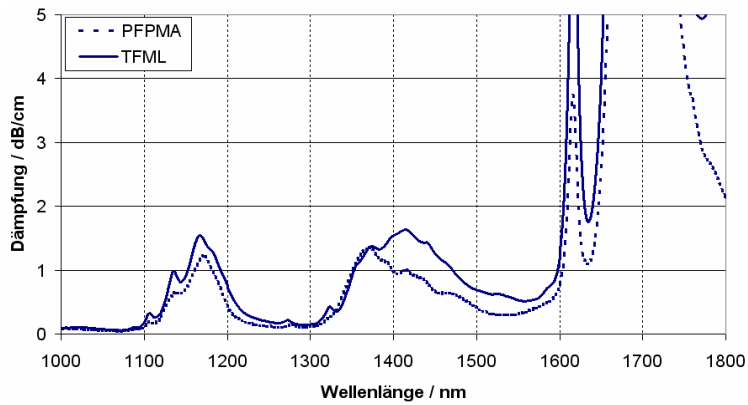
		TFML	PFPMA
		Trifluormethyl-lacton 	Pentafluorphenyl-methacrylat 
Monomer			
Optischer Brechungsindex (n_{D,20})		1,4014	1,4355
Dichte		1,360 g/cm ³	1,406 g/cm ³
Viskosität		3,9 mPas	2,7 mPas
Reinheit		> 99 %	> 99 %
Molekulargewicht		166,1	252,1
Hersteller/Vertrieb		Eigensynthese	
Aushärtung			
Typische Härtpungsparameter	UV	120 min @ 6 mW/cm ²	
	Thermische Behandlung	20 h @ 125 °C	20 h @ 65 °C
Härtungsschrumpf (Volumen)		~13 %	~13 %
Typisches Mischungsverhältnis als Kernmaterial auf TPX-Substrat		TFML / PFPMA / Darocur 1173: 33 / 65 / 2	
Polymer			
Optischer Brechungsindex n	@589	1,437	1,4865
	@1300	1,427	1,472
	@1550	1,426	1,470
Absorption / dB/cm	@1300	0,15 ± 0,05	0,11 ± 0,04
	@1550	0,53 ± 0,05	0,31 ± 0,03
 <p style="text-align: center;">Spektrale Dämpfung von PFPMA und TFML</p>			
Polymerklasse		Thermoplastisches Lacton	Thermoplastisches Methacrylat
Dichte der C-H-Bindungen / mmol/cm³		46,8 mmol/cm ³	32,0 mmol/cm ³
Thermische Stabilität		T _g = ~160 °C	T _g = ~80 °C

Tabelle 4.6: Materialeigenschaften von TFML und PFPMA

TFML-PFPMA

Die fluorierten Materialien TFML und PFPMA bestehen einerseits durch ihre geringe optische Dämpfung von deutlich unter 0,2 dB/cm bei 1300 nm und (in Mischung) unterhalb 0,5 dB/cm bei 1550 nm. Andererseits ist durch die hohe thermische Stabilität von TFML ($T_g = 160\text{ °C}$) auch eine erhöhte Stabilität des Gemisches zu erwarten. Die Anpassung des Brechungsindex an TPX wird durch ein Anteilsverhältnis von 33 % TFML, 65 % PFPMA und 2 % Photoinitiator (Darocur 1173) erreicht (Tabelle 4.6).

Standardlamination von TPX

Erste TPX-Chips wurden auf Basis des für Polycarbonat benutzten Prozesses hergestellt (vgl. Kap. 4.3.1). Typische Prozessparameter sind ein Pressdruck von 3 MPa über eine Dauer von 5 min und eine folgende UV-Härtung bei 5 mW/cm². Auf diese Weise entstehen trotz weitläufiger Parametervariation zumeist stark defektbehaftete Wellenleiterkomponenten (Bild 4.19 a). Neben Bereichen mit partieller Delamination sind die Wellenleiter nur sporadisch vollständig gefüllt. Im Querschnitt (Bild 4.19 b-d) zeigen sich wenige vollständig verfüllte Wellenleiter (a), die aber oft delaminiert sind (b). Hauptsächlich treten jedoch in Bestätigung der Aufsicht unverfüllte Wellenleiter (c) auf. Zumeist ist der Füllstand aber unzureichend oder weitläufige Delaminationen treten auf.

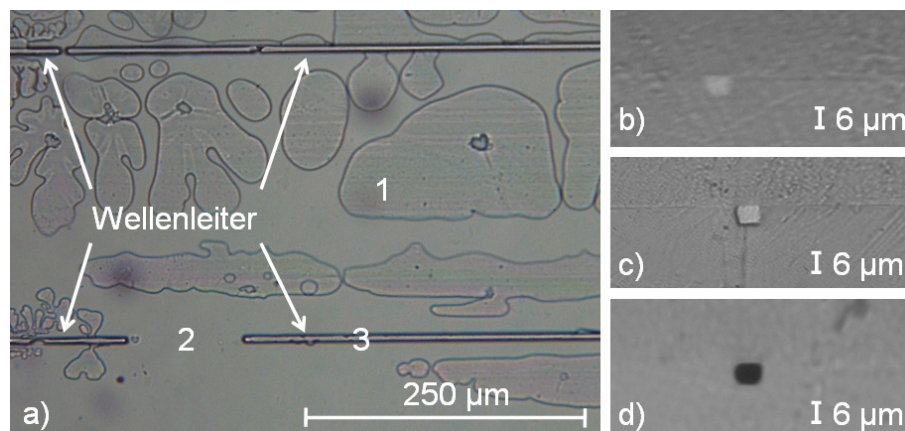


Bild 4.19: Typische Eigenschaften eines in Laminationstechnik hergestellten TPX-Substrats mit TFML/PFPMA-Kern. a) Aufsicht b)-d) Querschnitt (s. Text)

Insgesamt können mit dem Standard-Laminationsprozess keine reproduzierbar guten Ergebnisse erreicht werden. Die Erklärung liegt in der sehr geringen Viskosität von etwa 3 mPas des Monomergemischs und der gleichzeitig geringen Benetzbarkeit von TPX, was zu einer übermäßigen Verdrängung des Kernmaterials führt. Außerdem unterstützt der verhältnismäßig hohe Härtungsschumpf des TFML/PFPMA-Gemischs (ca. 13%) die Bildung von Defekten.

TPX-Vorbehandlung & Vorpolymerisation

Die verhältnismäßig schlechte Benetzbarkeit von TPX durch das flüssige Kernmaterial TFML/PFPMA kann durch eine Plasmabehandlung der TPX-Substrate deutlich verbessert werden. Bei zu intensiver Behandlung wird allerdings die TPX-Oberfläche geschädigt. Die Prozess-Parameter sind deshalb auf die maximal mögliche Benetzbarkeit bei gleichzeitiger minimaler Oberflächenschädigung optimiert. Alle im Weiteren dokumentierten Versuche beinhalten deshalb eine Plasma-Vorbehandlung mit den in Tabelle 4.7 aufgeführten Parametern.

HF-Leistung	50 W
O ₂ -Druck	100 mTorr
Dauer	60 s

Tabelle 4.7: Optimierte Plasmabehandlungsparameter für TPX-Substrate

Ein Ansatz zur Verminderung des Härtungsschrumpfs ist die Vorpolymerisation des Materials. Hierbei wird das Material bereits vor dem Pressvorgang teilweise polymerisiert. Auf diese Weise durchläuft es bereits vor der Pressphase einen Teil des Schrumpfungsprozesses. So wird der Volumenschrumpf in der Aushärtephase vermindert. Gleichzeitig bedingt die Teilpolymerisation eine Erhöhung der Viskosität. Der optimale Teilpolymerisationspunkt ist erreicht, wenn das Material noch nicht zu viskos ist, um in der Pressphase beiseite gedrückt zu werden, andererseits aber nur noch einen minimalen Restschrumpf aufweist.

Plasmabehandlung und Vorpolymerisation führen zu einer deutlichen Verbesserung der Ergebnisse. Bild 4.20 links zeigt eine fehlerfrei gefüllte Probe.

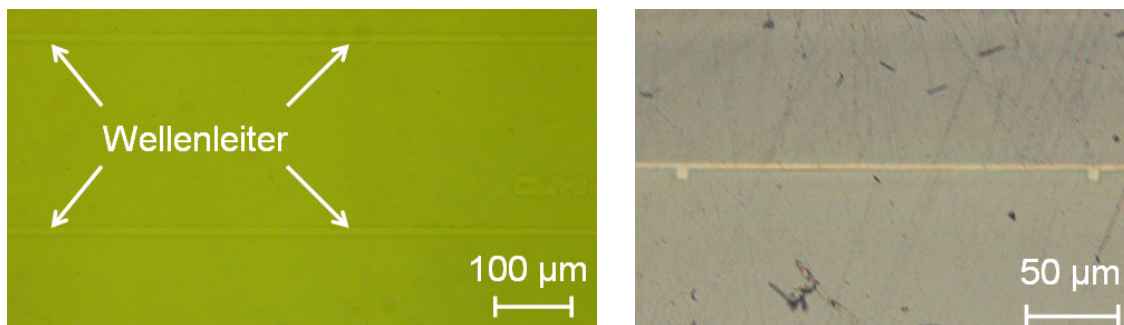


Bild 4.20: Nach Vorpolymerisation verklebtes TPX-Substrat. Links: Aufsicht auf fehlerfrei verfüllte Wellenleiter. Rechts: Der Querschnitt der gleichen Probe deckt die Existenz einer Zwischenschicht zwischen Substrat und Deckel auf.

Der Querschnitt der Probe deckt allerdings die Existenz einer mehrere μm dicken Zwischenschicht auf (Bild 4.20 rechts). Hier konnte das Material offensichtlich aufgrund erhöhter Viskosität nicht verdrängt werden. Eine Erhöhung des Pressdrucks und der Presszeit vermag die Zwischenschicht nicht signifikant zu vermindern. Durch

Verminderung der Vorpolymerisation kann sie zwar annähernd eliminiert werden. Es treten dann aber wieder Defekte wie Vakuolen, geringer Füllstand der Wellenleiter oder Delamination auf.

Die vollständige Verdrängung des überschüssigen Materials durch flächige Lamination ist aus verschiedenen Gründen problematisch. So wächst der Fließwiderstand eines zu verdrängenden Flüssigkeitsfilms mit sinkender Dicke überproportional an. Unebenheiten in Probe oder Deckelfolie von wenigen μm können den Abfluss behindern und bei Kontakt sogar vollständig unterbinden. Durch die Elastizität von Deckelfolie und Kissen, die dem Ausgleich von Keilfehlern dienen, wird dieser Effekt verstärkt.

Walzlamination

Eine Alternative bietet die Walzlamination, bei der der Deckel nicht flächig aufgepresst, sondern durch eine Rolle unter Druck aufgewalzt und das Kernmaterial dabei rückseitig ausgehärtet wird. Der signifikante Vorteil gegenüber der flächigen Lamination liegt darin, dass das überschüssige Kernmaterial unmittelbar in noch unlaminierte Bereiche verdrängt wird und so frei fließen kann (Bild 4.21).

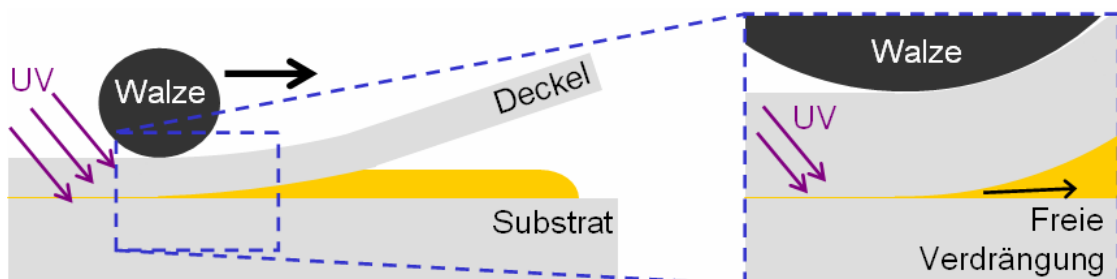


Bild 4.21: Walzlamination - freie Verdrängung auch hochviskoser Materialien

Der Prozess ist also deutlich toleranter gegenüber den Fließeigenschaften des vorpolymerisierten Materials. Der Vorpolymerisationsgrad kann so erhöht und damit der Restschumpf minimiert werden.

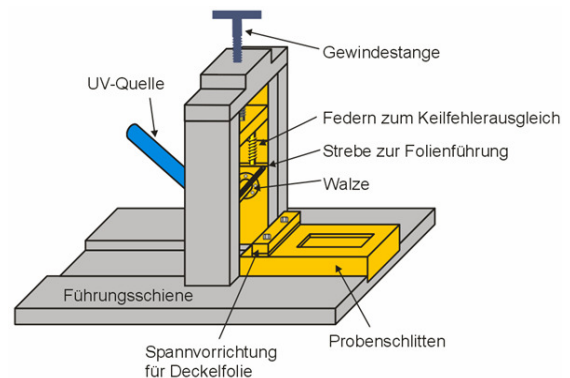
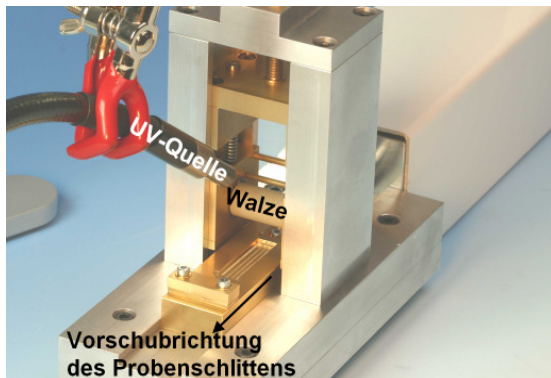


Bild 4.22: Apparatur zur Walzverklebung (s. Text)

Eine für diesen Prozess entwickelte Laminationseinheit (Bild 4.22) enthält einen Probenschlitten, der in einer Führungsschiene gleitet. Ein Linearantrieb schiebt den Schlitten unter einer Walze hindurch. Die flexible Lagerung der Walze gewährleistet den Ausgleich möglicher Keilfehler. Der Deckel, der einseitig im Probenschlitten eingespannt ist, kann so auf die Probe aufgewalzt werden. Die nötige Kraft wird über eine Gewindestange aufgebracht. Die rückseitig angebrachte UV-Quelle härtet das Kernmaterial direkt nach dem Andruck aus. Typische Prozessparameter finden sich in Tabelle 4.8.

Andruckkraft der Walze	600 N
Vorschubgeschwindigkeit	75 $\mu\text{m/s}$
UV-Intensität	20 mW/cm^2
Nachhärtung	60 min / 5 mW/cm^2

Tabelle 4.8: Typische Prozessparameter zur Walzlamination

Die mit Hilfe der Walzlaminationseinheit hergestellten Proben zeigen erwartungsgemäß eine signifikante Verbesserung der Probenqualität (Bild 4.23). Im Querschnitt (a) und in der Aufsicht (c) zeigt sich die sehr gute Füllung der Wellenleiter, in Bild (b) eine Zwischenschicht mit einer Dicke unterhalb 1 μm .

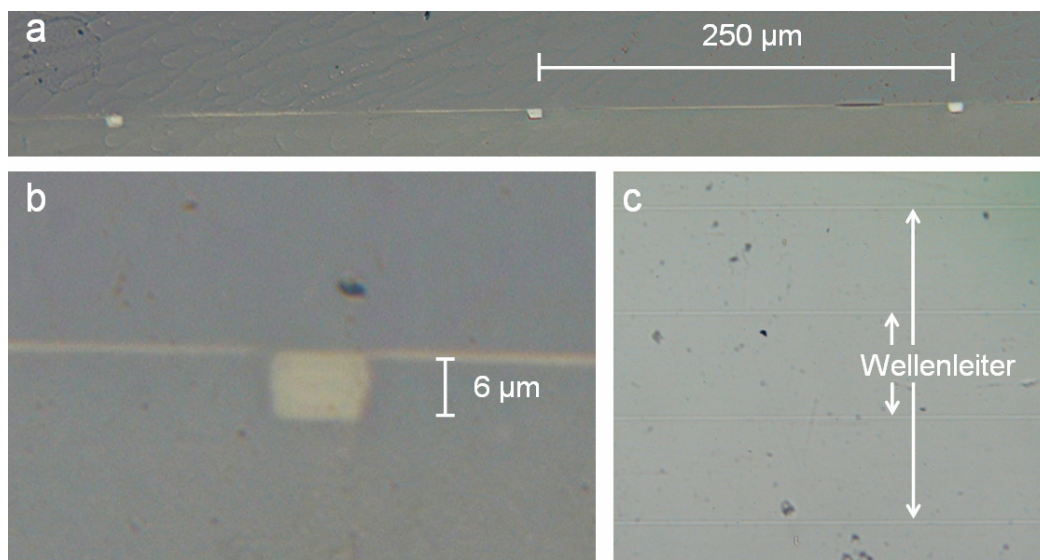


Bild 4.23: In Walzklebetechnik hergestellter TPX-Chip

Leider tendieren auch diese Chips zur Delamination. Diese tritt trotz schonender Präparation mittels Wafersäge besonders an den Probenenden auf. Bild 4.24 zeigt denselben Wellenleiter im Querschnitt und in der Aufsicht.

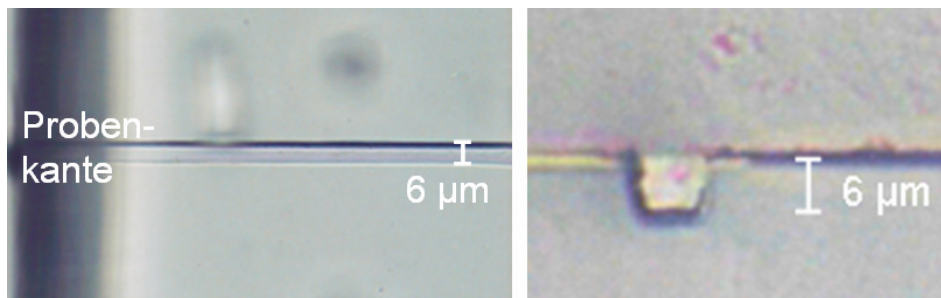


Bild 4.24: Delamination eines per Walzlamination hergestellten TPX-TFML/PFPMA-Chips nach Präparation per Wafersäge (links: Aufsicht, rechts: Querschnitt)

Die Messung der Einfügedämpfung spiegelt die Delaminationseffekte wieder (Bild 4.25).

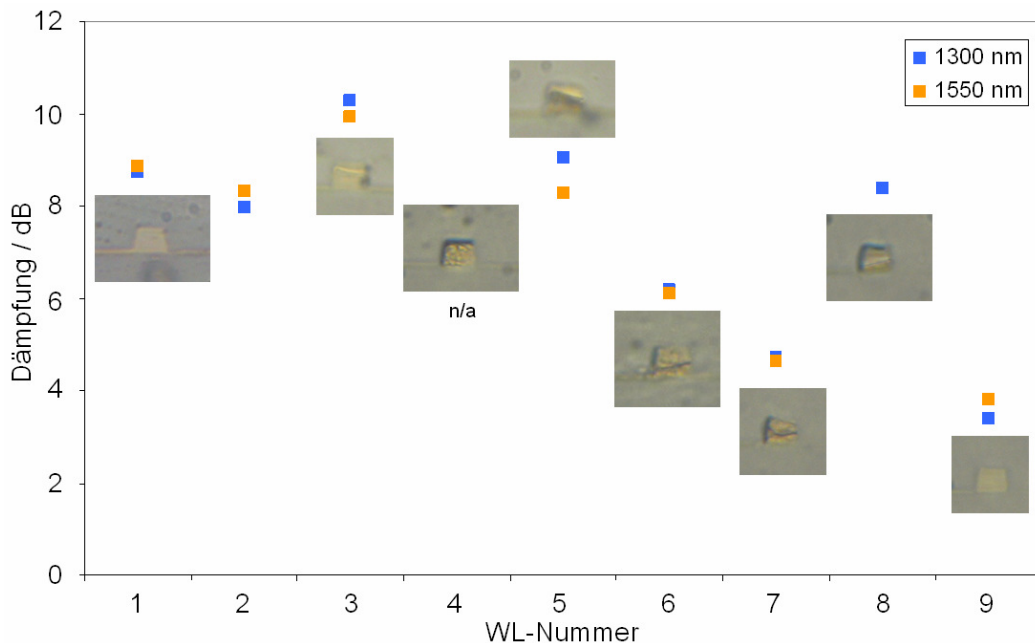


Bild 4.25: Optische Einfügedämpfung einer per Walzlamination hergestellten TPX/TFML-PFPMA-Probe.

Unter der Annahme von 0,3 dB Koppelverlusten ergeben sich für die besten Wellenleiter Verluste von 1,26 dB/cm und 1,74 dB/cm bei 1300 nm bzw. 1550 nm. Das liegt deutlich oberhalb der Materialdämpfung und muss im Wesentlichen den Delaminationsdefekten zugeschrieben werden.

Fazit

Die beschriebene Fülltechnik stellt das empfindlichste Glied in der beschriebenen Prozesskette zur Herstellung integriert-optischer Komponenten dar. Das Grundproblem besteht im Härtungsschrumpf des flüssigen Kernmaterials. Besonders in Verbindung

mit schlechter Adhäsion der Materialien untereinander sind Defekte wie Vakuolen und Delamination die Folge. Der Versuch, die Qualität der flächig laminierten Proben durch Vorpolymerisation zu erhöhen, scheitert daran, dass das vergleichsweise viskose Kernmaterial nicht ausreichend verdrängt werden kann. Die Einführung der Walzlamination reduziert die Bildung einer störenden Zwischenschicht deutlich. Die mangelnde Adhäsion des TFML/PFPMA-Gemischs auf TPX verhindert letztlich die Herstellung von Singlemode-Komponenten mit reproduzierbarer Qualität.

Die weitergehende Nutzung dieser Technik erfordert somit die Verwendung anderer Materialkombinationen oder grundsätzliche Prozessmodifikationen. Alternative Materialien weisen vorzugsweise eine deutlich höhere Adhäsion als das vorgestellte Materialsystem auf. Der Härtungsschrumpf sollte minimal bis vernachlässigbar sein. Ein Konzept, das die Abhängigkeit des Herstellungsprozesses vom Härtungsschrumpf des Kernmaterials weitgehend eliminiert, wird in Kap. 6.2 vorgestellt.

5 Singlemode-Komponenten auf Elastomerbasis

Im Gegensatz zur kettenartigen Struktur von Thermoplasten bestehen Elastomere aus einem locker geknüpften Netz von Polymerketten. Aufgrund der Vernetzung erlangen sie auch bei hohen Temperaturen keine plastischen Eigenschaften, was ihre deutlich höhere thermische Beständigkeit im Vergleich zu Thermoplasten erklärt. Diese wird beim Elastomer in der Regel durch die chemische Degradationstemperatur begrenzt. Die Elastizität ist prozesstechnisch von großem Vorteil, da während der Entformung auftretende, moderate mechanische Materialbelastung nicht zu Beschädigungen der abgeformten und der Master-Strukturen führt. So toleriert elastisches Material evtl. vorhandene Hindernisse wie z.B. Hinterschneidungen im Master. Auf diese Weise wird eine außerordentlich hohe Abformgüte erreicht. Ein weiterer elementarer Vorteil von Elastomeren ist der geringe und oftmals zu vernachlässigende Vernetzungsschrumpf. Die Ursache liegt in der großen Kettenlänge der Vorstufe, welche aus so genannten Makromolekülen [65] besteht. Die Vorstufe entspricht einem viskosen Thermoplasten oberhalb der Glasübergangstemperatur, welche zum Beispiel für PDMS bei ca. -60 °C liegt. Im Vergleich zur Polymerisation von Monomeren werden bei der Vernetzung von Elastomeren nur wenige Bindungen geknüpft, was den geringen Vernetzungsschrumpf verursacht.

Im Folgenden wird das Siloxan-Elastomer PDMS (Polydimethylsiloxan) vorgestellt und Singlemode-Komponenten, die auf Basis der in Kap. 3.3.3 beschriebenen Rakeltechnik hergestellt wurden, analysiert. Mängel und deren Ursache werden analysiert und eingeleitete Prozessmodifikationen beschrieben. Der Erfolg dieser Modifikationen wird an den so hergestellten PLC belegt. Im Anschluss wird PFPE-Elastomer (Perfluoropolyether) vorgestellt, welches durch die Fluorierung die Dämpfungswerte der Wellenleiter besonders im C- und L-Band deutlich verbessern kann.

5.1 PDMS als Kern- und Mantelmaterial

Silizium ist aufgrund seiner vier Valenzen und seiner hohen Affinität zu Sauerstoff in der Lage ein Makromolekül auszubilden. So enthält das Gerüst von Silikonen definitionsgemäß Silizium-Sauerstoff-Verbindungen in wiederkehrenden Einheiten. Beim PDMS sind die restlichen Valenzen durch Methylgruppen abgesättigt (Bild 5.1).

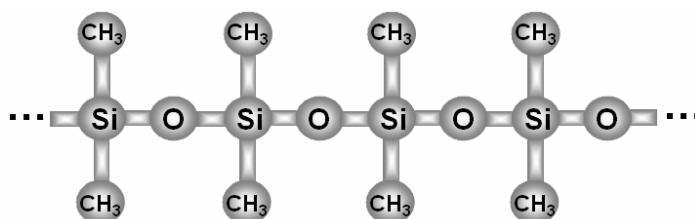


Bild 5.1: Polydimethylsiloxan (PDMS)-Molekül

In vernetzter Form bildet es ein im sichtbaren Bereich transparentes Elastomer welches in verschiedenen Varianten kommerziell erhältlich ist. Die Produkte 'Elastosil RT 601' und 'Elastosil RT 604' der Firma Wacker Silicones (Tabelle 5.1) sind kaltvernetzende Zweikomponentensysteme. Die Additionsvernetzung oder Vulkanisation verläuft bei Raumtemperatur. Dabei enthält eine Komponente ein Polydimethylsiloxan mit Vinylendgruppen, eine platinorganische Verbindung als Katalysator und Füllstoffe. Die andere enthält ein Polymethylhydrogensiloxan, das die Rolle des Vernetzers übernimmt, und u. U. ebenfalls Füllstoffe. Die durch einen Platinkatalysator unterstützte Additionsvernetzung verhindert die Bildung von Nebenprodukten, was Materialdefekte durch Blasenbildung vermeidet (Bild 5.2).

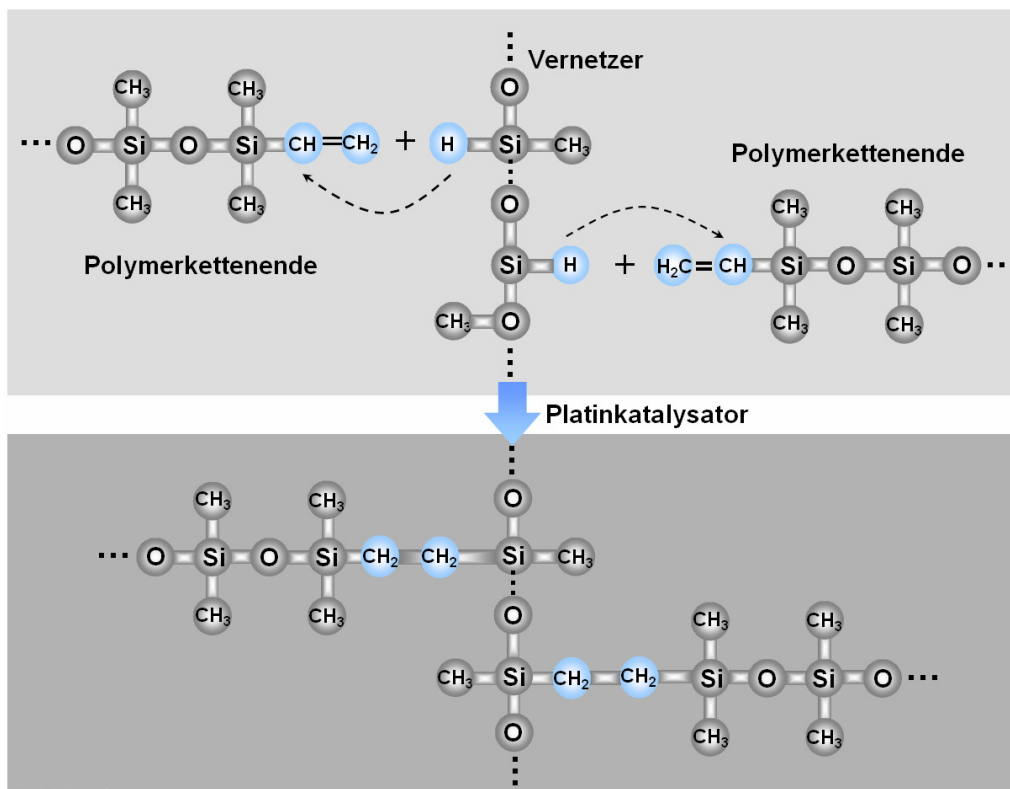


Bild 5.2: Additionsvernetzung von PDMS der Elastosil-Serie von Wacker Silicones [110]

Die genannten Varianten 601 und 604 weisen eine Brechungsindexdifferenz von etwa 0,005 auf. Das ermöglicht ihren Einsatz als Kern- und Claddingmaterial von Singlemodekomponenten mit geringem Brechungsindexkontrast.

		Elastosil 601	Elastosil 604
		$\text{H}_3\text{C}-\text{Si}(\text{CH}_3)_2-\text{O}-\left[\text{Si}(\text{CH}_3)_2\right]_n-\text{O}-\text{Si}(\text{CH}_3)_2-\text{CH}_3$	
Vorstufe			
Hersteller	Wacker Silicones		
Viskosität	3500 mPas	800 mPas	
Härtung			
Typische Härtungsparameter	Thermische Behandlung: 24 h bei 23 °C bis zu 5 min bei 150 °C		
Härtungsschrumpf (linear)	< 0,1 %		
Härtungsmechanismus	Additionsvernetzend		
Topfzeit	> 90 min		
Ausgehärtetes Material			
Optischer Brechungsindex n	@589	1,4119	1,4072
	@1300	1,4018	1,3975
	@1550	1,4008	1,3961
Absorption / dB/cm	@1300	0,15	0,17
	@1550	1,90	1,92
<p style="text-align: center;"><i>Spektraler optischer Brechungsindex von Wacker Elastosil 601 und 604</i></p>		<p style="text-align: center;"><i>Optische Absorption von Wacker Elastosil 601 und 604</i></p>	
Polymerklasse	Elastomer		
Reißdehnung	100 %		
Dichte der C-H-Bindungen	n/a.		
Thermische Stabilität	-50 °C bis 200 °C Langzeit / > 220 °C Kurzzeit		
Chemische Beständigkeit	Beständig gegen schwache Säuren und Laugen bis +80 ° Quellen bei Kontakt mit unpolaren, organischen Flüssigkeiten		

Tabelle 5.1: Eigenschaften von Wacker Elastosil RT 601 & 604 [111, 112]

Mit Ausnahme der hohen optischen Dämpfung bei 1550 nm (ca. 2 dB/cm) weisen diese Produkte außerordentlich gute Materialeigenschaften auf. So liegt die optische Dämpfung bei 1300 nm bei etwa 0,16 dB/cm und die thermische Beständigkeit bei 180 °C, kurzzeitig sogar über 220 °C. Auf der prozesstechnischen Seite sticht der

äußerst geringe Vernetzungsschumpf ($< 0,1\%$ linear) hervor. Auch die thermische Aushärtung, deren Geschwindigkeit durch Variation der Temperatur (RT bis $200\text{ }^{\circ}\text{C}$) von mehreren Stunden bis zu wenigen Minuten eingestellt werden kann, flexibilisiert den Herstellungsprozess. Außerdem kann die Reaktionsgeschwindigkeit durch Zugabe von Additiven reguliert werden. So beschleunigt H-Siloxan [113] die Vernetzung, Inhibitoren wie z.B. 'Wacker PT 88' verlangsamen ihn. Auch die Topfzeit ist so beeinflussbar (Bild 5.3).

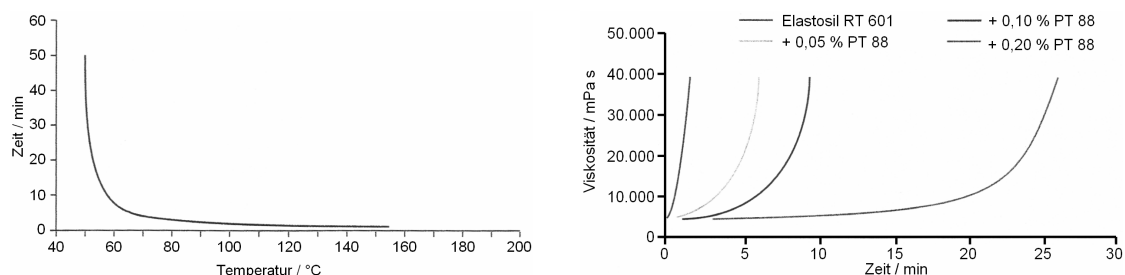


Bild 5.3: *Abhängigkeit der Vernetzungszeit von Elastosil 601 von der Temperatur (links) und vom Inhibitor-Anteil (rechts)*

PDMS ist vor, während und nach der Verarbeitung nicht-toxisch. Es ist gegenüber schwachen Säuren und Laugen bis $+80\text{ }^{\circ}\text{C}$ beständig. Bei Kontakt mit unpolaren organischen Flüssigkeiten kommt es durch Quellung zur Volumenzunahme. Da das Material aber nicht chemisch angegriffen wird, kehrt es nach dem Verdampfen der Flüssigkeit wieder in den Ausgangszustand zurück. Die gute Reißdehnung von 100% und die geringe Oberflächenenergie erlauben eine problemlose Trennung des Substrats vom Master. So wird eine Abformtreue bis in den 10 nm Bereich - vermutlich sogar bis auf die molekulare Ebene (1 nm) - erreicht [100].

5.1.1 Wellenleiterkomponenten in Standard-Rakeltechnik

In einem ersten Schritt wurden mit der in Kap. 3.3.3 beschriebenen Rakeltechnik Wellenleiterkomponenten mit einer metallischen Rakel hergestellt. Diese weisen durchweg erhöhte optische Dämpfung auf (Bild 5.4). Sie liegt um mindestens $0,7\text{ dB/cm}$ über den Materialdämpfungswerten.

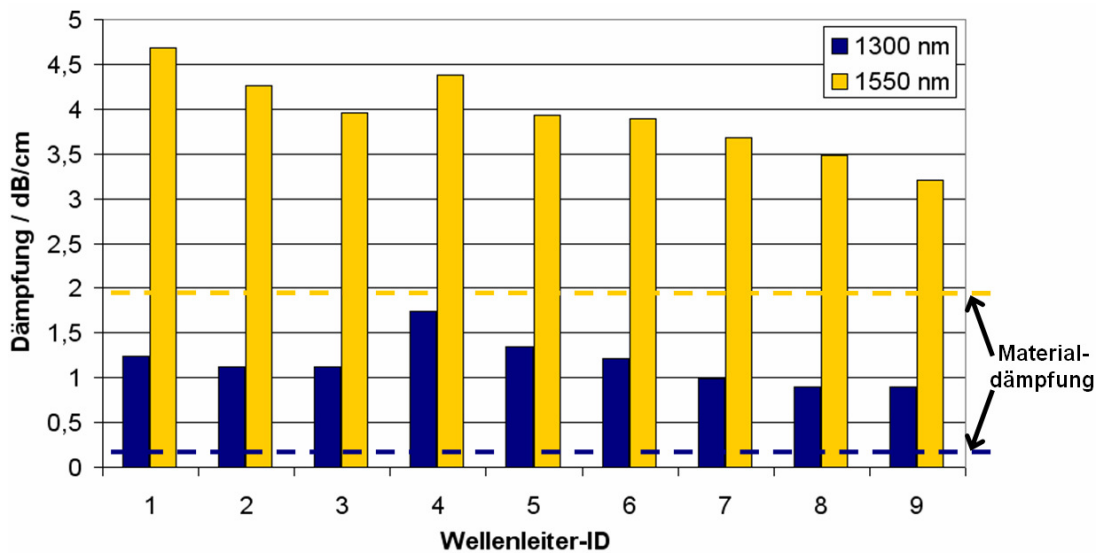


Bild 5.4: Dämpfung von Singlemode-Wellenleitern in PDMS-Chips, die in Standard-Rakeltechnik hergestellt wurden (Koppelverluste inbegriffen)

Der Grund für die schlechte Qualität der Wellenleiter liegt zum einen in der partiell unzureichenden Füllung der Gräben (Bild 5.5 links) und zum anderen in bereichsweise auftretenden Zwischenschichten (Bild 5.5 rechts). Außerdem treten Streuzentren auf, die im Wesentlichen am Rand des Wellenleiters lokalisiert sind (Bild 5.5 unten).

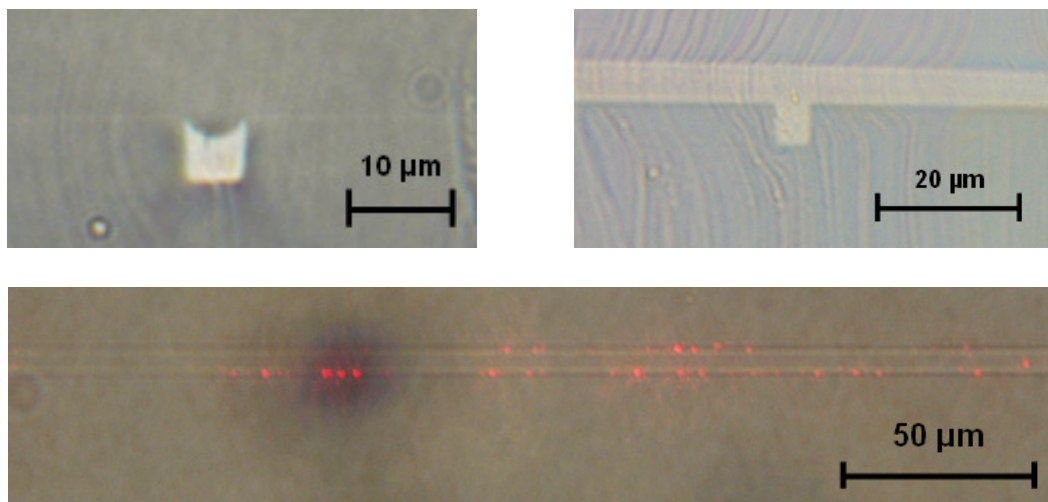


Bild 5.5: Erste PDMS-Chips in Standard-Rakeltechnik im Querschnitt (oben) und in der Aufsicht (unten – Halbleiterlaser (658 nm) ist eingekoppelt)

Die Ursachen für diese Fehler werden im Folgenden analysiert und entsprechende Gegenmaßnahmen beschrieben.

Streuzentren durch Gaseinschlüsse

Die Analyse einer äquivalent hergestellten Multimode-Wellenleiter-Probe (Querschnitt der Wellenleiter ca. $70 \times 70 \mu\text{m}^2$) ermöglicht eine mikroskopische Untersuchung des Wellenleiters in verschiedenen Fokusebenen (Bild 5.6). Neben einer sehr homogen verteilten Hintergrundstreuung fallen stark leuchtende Streuzentren auf.

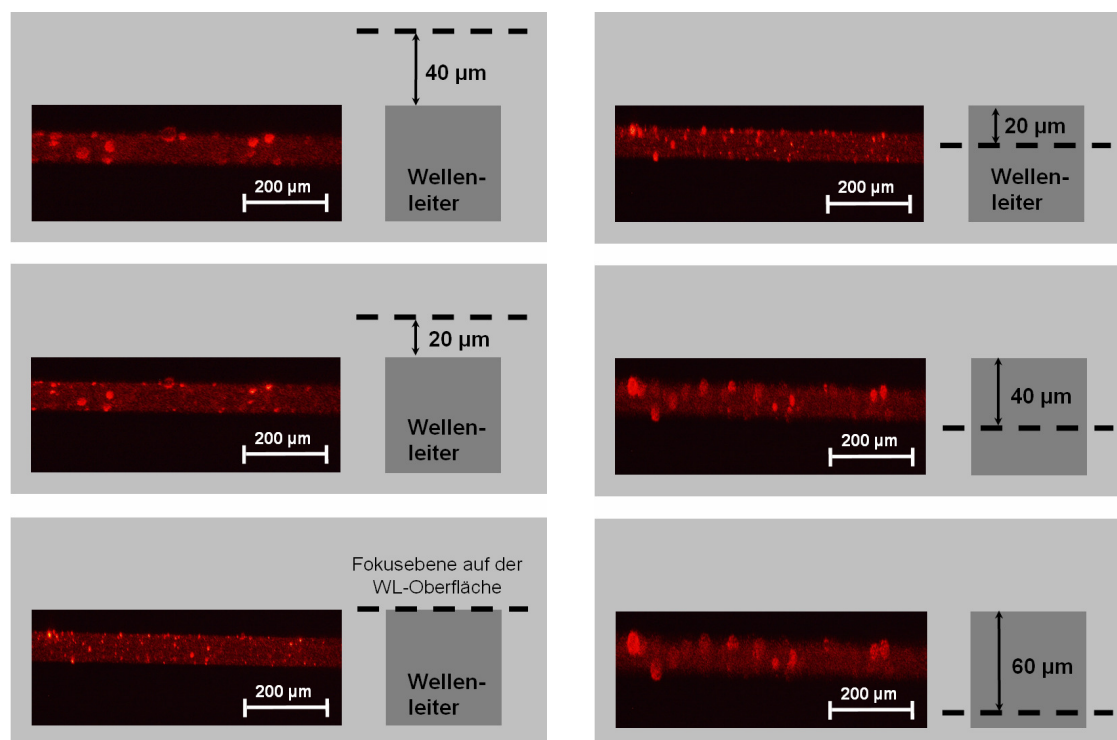


Bild 5.6: Mikroskopische Untersuchung eines Licht führenden ($\lambda = 658 \text{ nm}$) PDMS-Multimodewellenleiters in verschiedenen Fokusebenen (Aufsicht)

Die Fehlstellen konzentrieren sich auf die Oberfläche des Wellenleiters. Dies lässt auf Gasbläschen schließen, die nach dem Rakeln des Wellenleiters aufsteigen und nicht an der Oberfläche zerplatzen. Entgegen der vom Hersteller empfohlenen Entgasungsvorschrift unter einem Druck von $p = 10\text{-}20 \text{ mbar}$ und einer Zeitspanne $t \leq 5 \text{ min}$ [110]) stellt sich eine Evakuierung unter $p < 1 \text{ mbar}$ und $t = 10 \text{ min}$ als notwendig heraus.

Material und Präparation der Rakel

Eine weitere Ursache der dokumentierten Streuzentren liegt in der verwendeten Metallrakel. Die harte Kante verursacht Materialabrieb in der Fotolack Masterform. Dies zeigt sich in Ansammlungen von Lackpartikeln in Wellenleiter- und Orientierungsstrukturen (Bild 5.7 links), aber auch an Kratzspuren auf der Lack-Oberfläche (rechts).

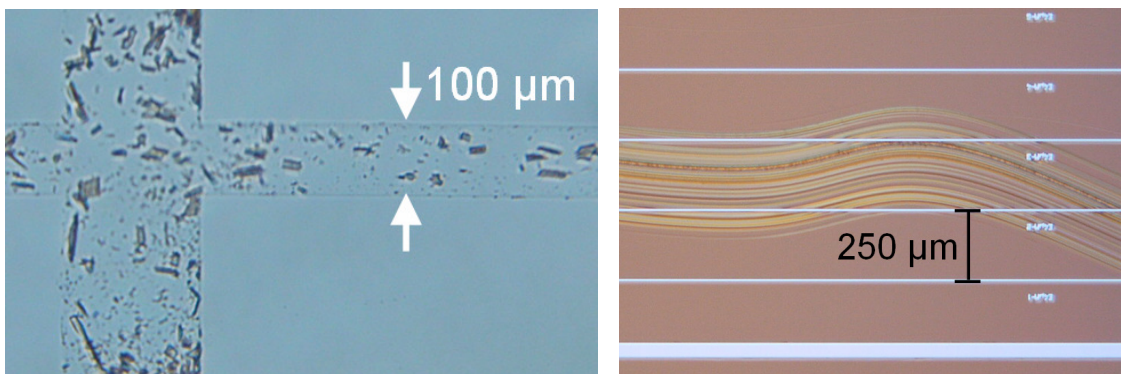


Bild 5.7: Links: Ansammlung von Lackpartikeln nach Rakeln mit Metallklinge in einer Orientierungsstruktur; Rechts: Kratzspuren der Metallrakel auf Lackvorform

Der Abrieb kann durch die Verwendung von TeflonTM-Plättchen mit einer Dicke von 1-3 mm verhindert werden. Da Teflon weicher als der Lack der Masterform ist, wird diese beim Rakelvorgang nicht beschädigt. Es zeigt sich allerdings, dass die Teflonrakel aufgrund ihrer eigenen geringen Härte zur Beschädigung neigt. Bild 5.8 zeigt Bereiche einer Masterform, die ohne Verwendung von Wellenleitermaterial von einer entsprechenden Rakel 'trocken', diagonal zu den Wellenleiterstrukturen und mit erhöhtem Andruck gerakelt wurde. Der Teflonabrieb ist deutlich zu erkennen. Obwohl dieser durch das Fehlen des zu rakelnden Materials und durch den erhöhten Druck forciert wurde, ist dennoch eine Kontamination der Wellenleiter zu erwarten.

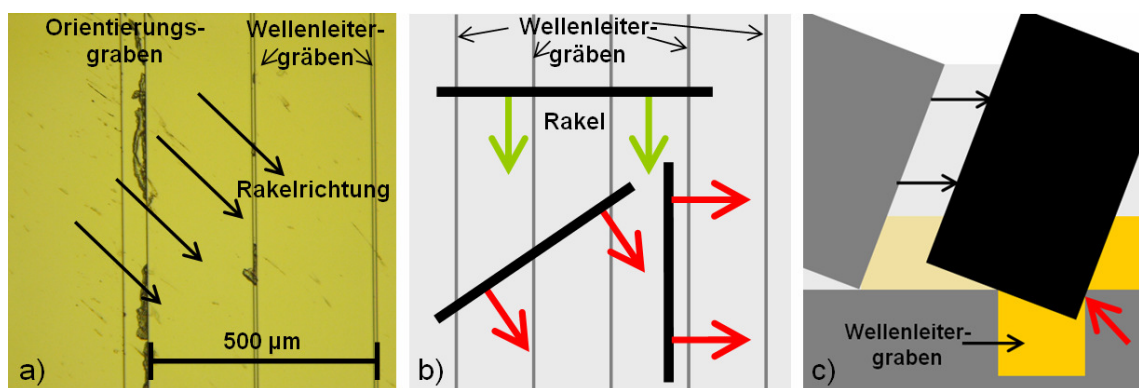


Bild 5.8: Partikelkontamination durch weiche Rakel (s. Text)

Die Wahl des Rakelmaterials stellt sich somit als kritischer prozesstechnischer Parameter heraus: Während zu hartes Material den Master beschädigt, führt weiches zur Beschädigung der Rakel selbst. In beiden Fällen werden die Mikrostrukturen durch Partikel kontaminiert. Eine Verminderung des Abriebs kann erreicht werden, indem entlang der Hauptrichtung der Strukturen gerakelt wird (Bild 5.8 b). So wird eine zusätzliche Belastung der Rakelkante durch Überstreifen der Strukturkanten (c) vermieden. Eine deutlich effizientere Lösung dieses Problems wird weiter unten (Kap. 5.1.2) vorgestellt.

Unzureichender Füllstand und überschüssiges Material

Der in Bild 5.5 dokumentierte variierende Füllstand der Wellenleitergräben ist im Wesentlichen auf die Form und das Material der Rakel, den Anstellwinkel und die Andruckstärke der Rakel und die Vorschubgeschwindigkeit zurückzuführen.

Andruckstärke: Zu starker Andruck führt zu erhöhtem Abrieb von Rakel und Master und somit zur Kontaminierung der Probe (s. o.). Außerdem passt sich eine weiche Rakel durch Verformung dem Profil der Masterform an. Die Rakelkante drückt sich also in die Strukturen hinein. Auf diese Weise wird zu viel Material aus der Struktur herausgeschoben, so dass der Füllgrad sinkt. Zu schwacher Andruck führt wiederum dazu, dass die Rakelkante den Kontakt zur Masterform verliert und somit überschüssiges Material zwischen oberem und unterem Cladding verbleibt (Bild 5.5). Dieser Effekt verschärft sich bei höherer Vorschubgeschwindigkeit.

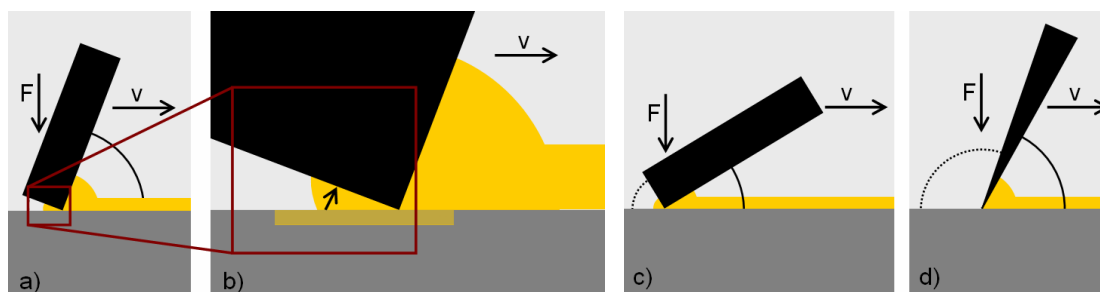


Bild 5.9: Material, Anstellwinkel, Andruckstärke und die Vorschubgeschwindigkeit der Rakel beeinflussen das Füll-Ergebnis maßgeblich (s. Text).

Anstellwinkel / Rakelform / Material: Mit größerem Anstellwinkel verringert sich der Winkel und somit der Abstand zwischen Masteroberfläche und der Unterseite der Rakel (Bild 5.9 a). Aufgrund der Adhäsion zwischen Wellenleiternmaterial und Rakel kann das viskose Material rückseitig aus den Strukturen herausgezogen werden. (Bild 5.9 b). Ein geringerer Anstellwinkel (Bild 5.9 c) vermindert den Effekt, eliminiert ihn aber nicht. Erst das Verwenden einer klingenartigen, also einer sehr spitzwinkligen Rakel (Bild 5.9 d) vermeidet das Herausziehen des Materials weitgehend. Eine solche Rakelkante ist aber hochgradig fragil und somit praktisch nicht anwendbar.

Fazit

Aus der Reihe der prozesstechnischen Ursachen für die erhöhten Dämpfungswerte erweist sich lediglich die Materialpräparation als problemlos korrigierbar. Partikelkontamination und Füllstand hängen von den Eigenschaften der Rakel und den Parametern des Rakelvorgangs in vielfältiger Weise ab und sind oft nur qualitativ erfassbar. Trotz weitläufiger Versuche konnten mit dieser Technik keine reproduzierbar guten Singlemode-Wellenleiterkomponenten hergestellt werden. Im Folgenden wird eine Prozessmodifikation präsentiert, die es erlaubt, praktisch alle zuvor dokumentierten Hindernisse zu eliminieren.

5.1.2 Folien-Rakeltechnik

Das Einfügen einer Folie zwischen Rakel und aufgetragenem Wellenleitermaterial vermeidet den direkten Kontakt zwischen Rakel und Master (Bild 5.10).

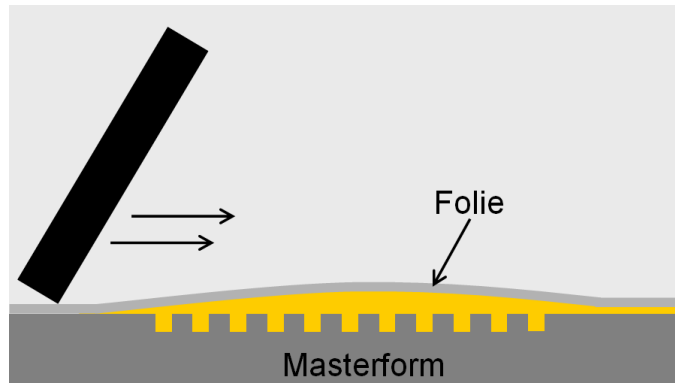


Bild 5.10: Folien-Rakeltechnik zur Herstellung von qualitativ hochwertigen Wellenleiterkomponenten aus Elastomeren, wie PDMS

Auf diese Weise wird der Abrieb der Masterform praktisch eliminiert. Potentieller Rakelabrieb wird zum einen stark reduziert und ist zum anderen unkritisch, da er nicht mit dem Wellenleitermaterial in Berührung kommt. Aus diesen Gründen spielt auch die Rakelrichtung nur eine untergeordnete Rolle. Außerdem beeinflussen Material und Form der Rakel das Ergebnis kaum. Es ist lediglich eine zu scharfe und zu harte Kante zu vermeiden, um das Reißen der Folie zu verhindern. Nach der Anhäftung der Wellenleiterkerne wird die Folie wieder abgezogen und die Probe im beschriebenen Standardverfahren weiterprozessiert. Die einzelnen Aspekte sind in Tabelle 5.2 zusammengefasst.

Rakeltechnik	Standard	Folie
Defekte / Hinterschneidung im Master	++ (sehr gering)	++ (sehr gering)
Härte/Material der Rakel	-- (sehr stark)	++ (sehr gering)
Form & Qualität der Rakelkante	-- (sehr stark)	+ (gering)
Rakelrichtung & Ausrichtung der Strukturen	-- (sehr stark)	+ (gering)
Breite der Strukturen	-- (sehr stark)	+ (gering)
Andruck der Rakel	-- (sehr stark)	o (mäßig)

Tabelle 5.2: Vergleich der Abhängigkeit von Standard- und Folienrakeltechnik bzgl. verschiedener Prozessparameter in Singlemode-Technologie

Mylar™-Folie mit einer Dicke von 50 µm erweist sich als geeignet. Ihre äußerst geringe Oberflächenrauigkeit von weniger als 10 nm garantiert eine hohe Qualität der Wellenleiteroberseite. Die Folie ist trotz ihrer geringen Dicke mechanisch stabil und lässt sich nach der Anhärtung der Kerne problemlos abziehen.

Auf diese Weise konnten PLC hoher Güte und Reproduzierbarkeit hergestellt werden. Bild 5.11 links zeigt den Querschnitt der Wellenleiter mehrerer nebeneinander liegender Wellenleiter. Der Füllstand ist durchweg hervorragend und die Zwischenschicht minimal. Die Wellenleiter erscheinen im Querschnitt fehlerfrei. Schnitte über die gesamte Probenlänge zeigen äquivalente Ergebnisse.

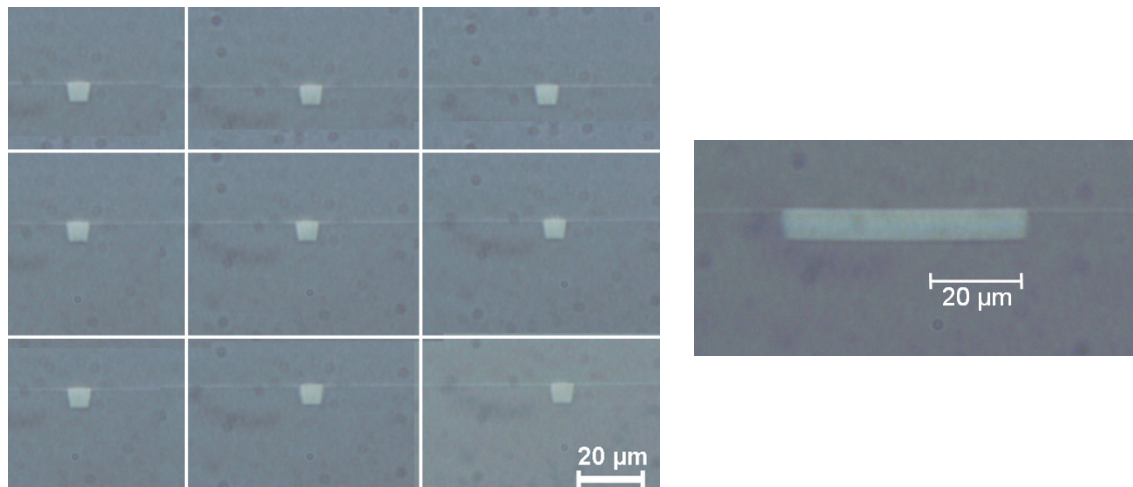


Bild 5.11: Links: Wellenleiter eines Bändchens auf einem PDMS-Chip, der in Folien-Rakeltechnik hergestellt wurde. Rechts: Vollständig gefüllte Referenzstruktur auf PDMS-Chip (Breite: 50 µm / Höhe: 6 µm)

Die Folientechnik bietet insbesondere die Möglichkeit, auch breitere Strukturen zu verfüllen. Bild 5.11 rechts dokumentiert die Qualität einer 50 µm breiten und 6 µm hohen Referenzstruktur. Sie besticht durch Ihren homogenen Füllstand. Aufgrund dieser Eigenschaft eignet sich die Folientechnik auch für die Herstellung funktioneller Komponenten deren Strukturbreite deutlich größer als die des einzelnen Wellenleiters ist, wie MMIs (Multimode-Interferenz-Koppler) und AWGs (Arrayed-Waveguide-Gratings).

Nahfeld und Dämpfung

Nahfeldmessungen (Bild 5.12) belegen die Einmodigkeit der hergestellten Proben. Trotz radialen Versatzes der Einkoppelfaser kann keine höhere Mode angeregt werden.

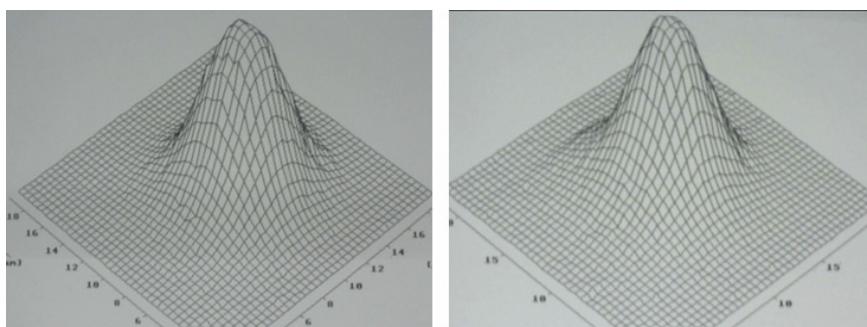


Bild 5.12: Intensitätsprofil des Nahfeldes eines PDMS-Wellenleiters bei 1300 nm (links) und 1550 nm (rechts)

Bei 1300 nm Wellenlänge liegen die geringsten optischen Verluste bei 0,24 dB/cm und der Durchschnitt bei 0,31 dB/cm (Bild 5.13). Sie liegen also mindestens 0,07 dB/cm und durchschnittlich 0,14 dB/cm oberhalb der Materialdämpfung. Bei 1550 nm geht die mittlere Wellenleiterdämpfung mit 2,26 dB/cm etwa um 0,3 dB/cm über die Materialdämpfung hinaus. Bei der Messung wurde mit einer Standard-Singlemode-Faser ein- und mit einer Multimode-Faser ausgekoppelt (vgl. Kap. 8.5.1).

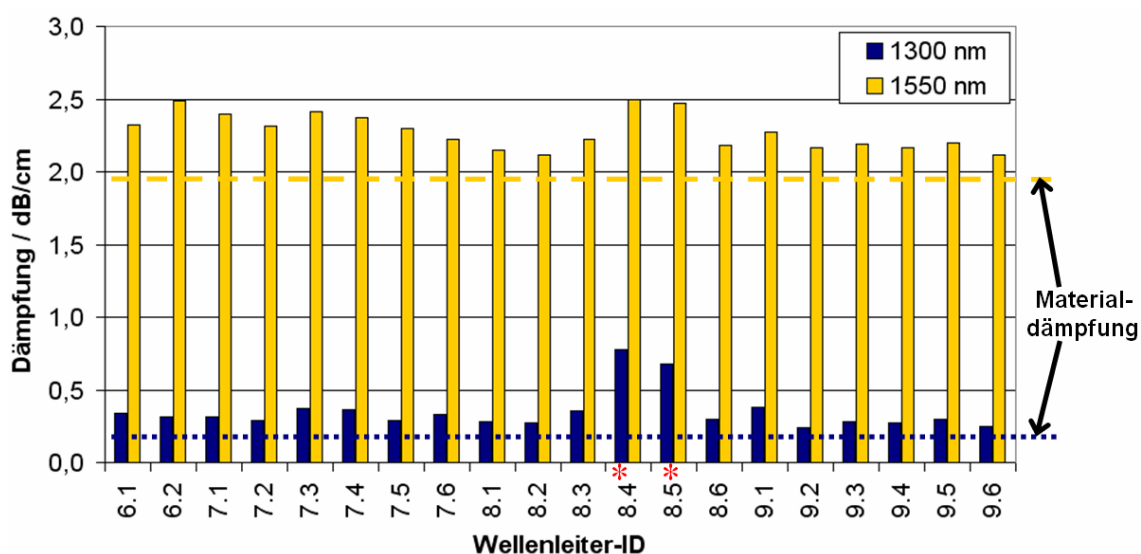


Bild 5.13: Wellenleiterverluste von PDMS-Wellenleitern, die in Folientechnik hergestellt wurden. Minimalwert (WL 9.2) bei 1300 nm: 0,241 dB/cm (Koppelverluste inbegriffen; *:Wellenleiter weisen visuell erkennbare Beschädigung auf)

Die erhöhten Werte und deren Schwankung sind im Wesentlichen der enthaltenen Koppeldämpfung zuzuschreiben. Zur genaueren Bestimmung der Wellenleiterdämpfung wurde daher am Wellenleiter 9.2 eine Präzisions-Cut-Back-Messung (vgl. Kap. 8.5.1) durchgeführt. Hierbei ergibt sich eine Wellenleiterdämpfung von 0,18 dB/cm (Bild 5.14). Unter Annahme einer Ungenauigkeit von Material- und Wellenleiterdämpfung von $\pm 0,01$ dB/cm entspricht dies der Materialdämpfung. Unter

Einbeziehung der Präzisionsmessung ergeben sich für den Wellenleiter 9.2 Koppelverluste von 0,64 dB bei 1300 nm und 0,45 dB bei 1550 nm. Diese liegen deutlich über dem in Kap. 3.1.3 genannten theoretischen Wert von 0,08 dB. Die Erhöhung resultiert einerseits aus der nicht-optimierten Dimensionierung und der leichten Abweichung von der quadratischen Form des Wellenleiterquerschnitts. Andererseits ist sie auf präparative Ungenauigkeiten zurückzuführen, deren Ursache in der unvorteilhaften Konsistenz des PDMS liegt. Diese Fehlerquelle kann durch eine direkte Integration der Fasern im Rakelprozess, wie sie in Kap. 6.1 beschrieben wird, vollständig umgangen werden.

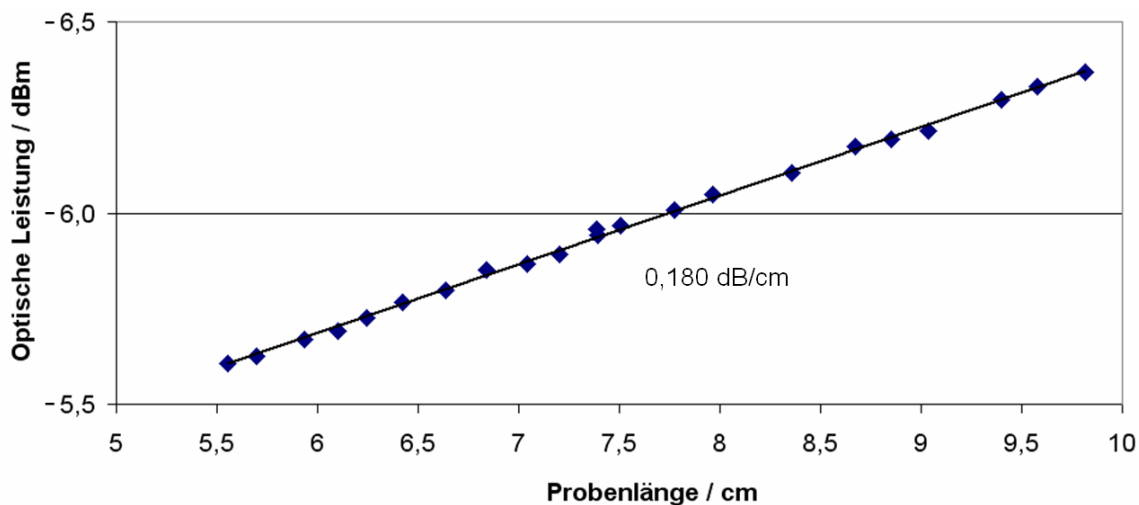


Bild 5.14: Cutback-Messung eines in der erweiterten Rakel-Technik hergestellten PDMS-Wellenleiters bei 1300 nm: Dämpfung = 0,18 dB/cm

Die polarisationsabhängigen Verluste (PDL) des Wellenleiters liegen mit $\leq 0,02$ dB bei 1300 nm und $\leq 0,005$ dB an bzw. unterhalb der spezifizierten Empfindlichkeit des Messaufbaus (vgl. Kap. 8.5.2).

An dieser Stelle wird neben der offensichtlich hohen Qualität des Folienrakelprozesses auch die Qualität des Masters deutlich. Offensichtlich sind die Boden-, Wand- und Kantenrauigkeit der Wellenleiterstrukturen im SU-8-Master so gering, so dass sie praktisch nicht zur Gesamtdämpfung beitragen.

Thermische Beständigkeit

Zur Abschätzung der thermischen Beständigkeit der PDMS-Wellenleiter wurden diese für jeweils eine Stunde Temperaturen zwischen 70 und 170 °C ausgesetzt, danach auf Raumtemperatur abgekühlt und erneut vermessen. Bild 5.15 belegt, dass erst oberhalb 150 °C eine Erhöhung der optischen Dämpfung zu erkennen ist. Die geforderte Temperaturstabilität von 125 °C wird also deutlich übertroffen.

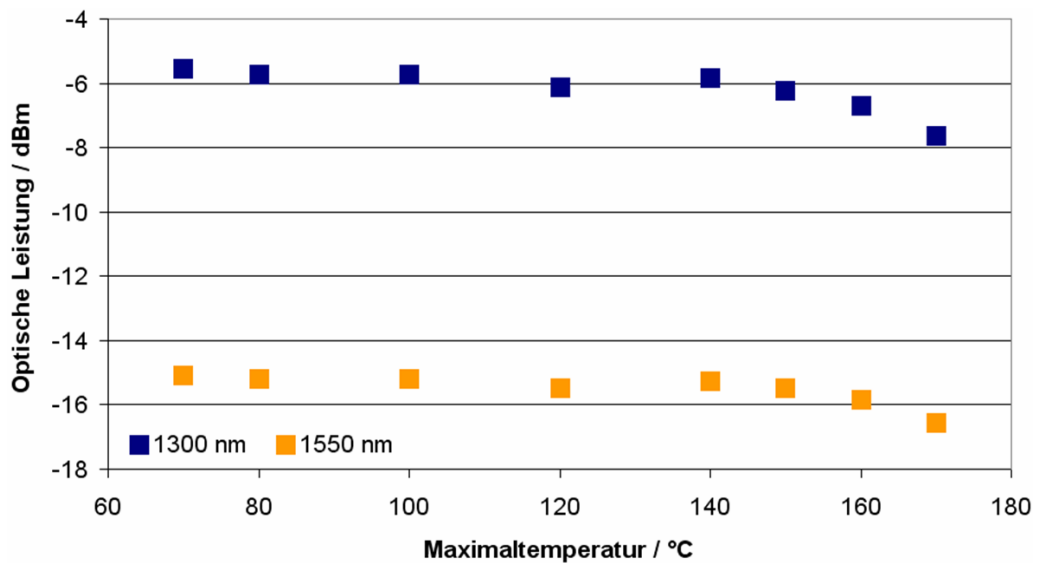


Bild 5.15: Transmittierte Leistung eines PDMS-Wellenleiters nach jeweils 1-stündiger Temperaturbelastung.

Eine anschließende Cutback-Messung ergab eine optische Wellenleiterdämpfung von 0,172 dB/cm (Bild 5.16). Das entspricht im Rahmen des Messfehlers ($\pm 0,01$ dB/cm) der Dämpfung vor den Temperaturzyklen (Bild 5.14).

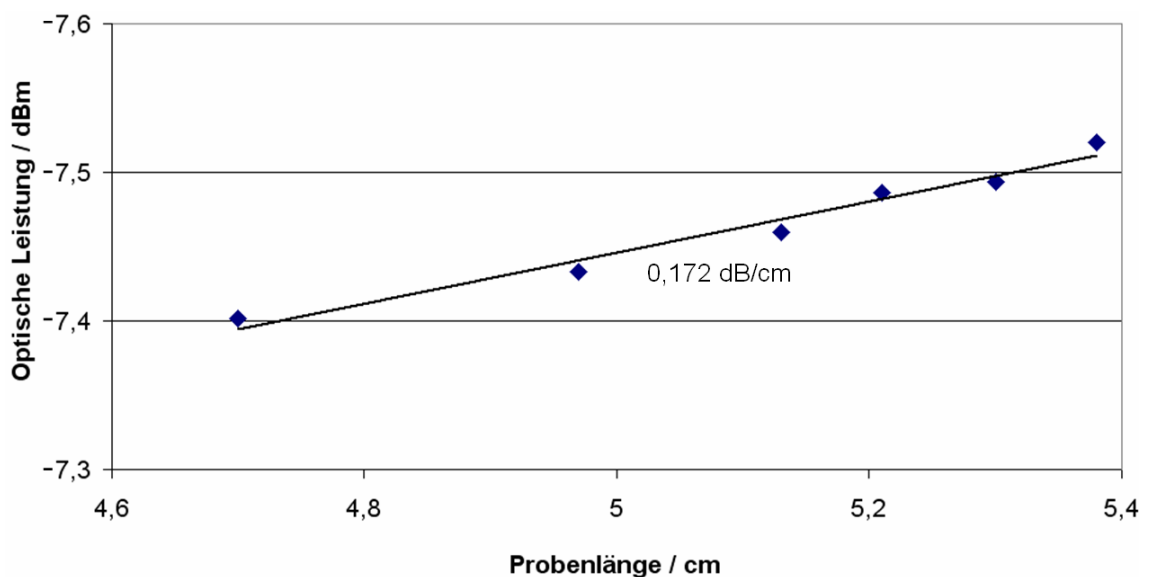


Bild 5.16: PDMS-Wellenleiterdämpfung nach mehrfacher Erhitzung (s. o.) und einem Maximum von 170 °C (1 h)

Die Wellenleiter selbst haben folglich durch die Temperaturbelastung von bis zu 170 °C keinen Schaden genommen. Die Verminderung der transmittierten Leistung nach den Zyklen bis 160 bzw. 170 °C (Bild 5.15) ist höchstwahrscheinlich auf Defekte an der Koppelstelle zwischen Wellenleiter und Eingangsfaser zurückzuführen, die während der Temperung entstanden.

Leistungsteiler

Um die Eignung der Raket-Technologie zur Herstellung funktioneller Komponenten zu überprüfen, wurden neben geraden Wellenleitern MMI- bzw. Y-Splitter hergestellt und analysiert. Das Layout der Koppelbereiche ist in Bild 5.17 dokumentiert.

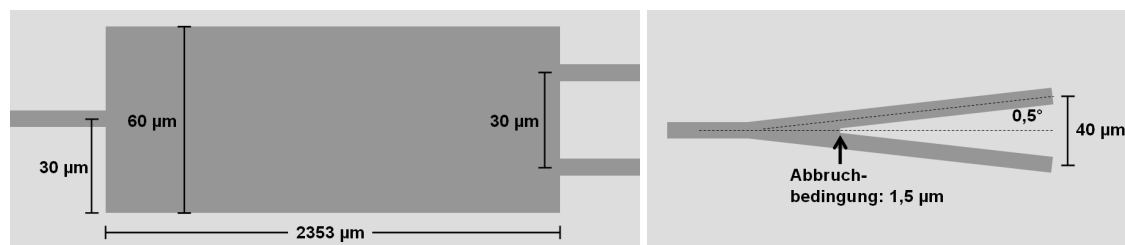


Bild 5.17: Abmessungen der in PDMS hergestellten MMI- (links) und Y-Koppler (rechts)

An die beiden Ausgänge der Koppler schließen sich jeweils Doppelbögen (S-Bends) mit einem Krümmungsradius von 40 mm an. So werden die Ausgangswellenleiter auf einen Pitch von 250 µm geführt. Die Verluste durch Modenfehlanspassung und die Krümmungsverluste sind bei diesem Radius vernachlässigbar [127]. Da das Layout aufgrund der frühen Entwicklungsstufe der Vorformtechnologie und des Materialsystems nicht auf die exakten Gegebenheiten abgestimmt ist, haben die Komponenten allerdings hauptsächlich Testcharakter.

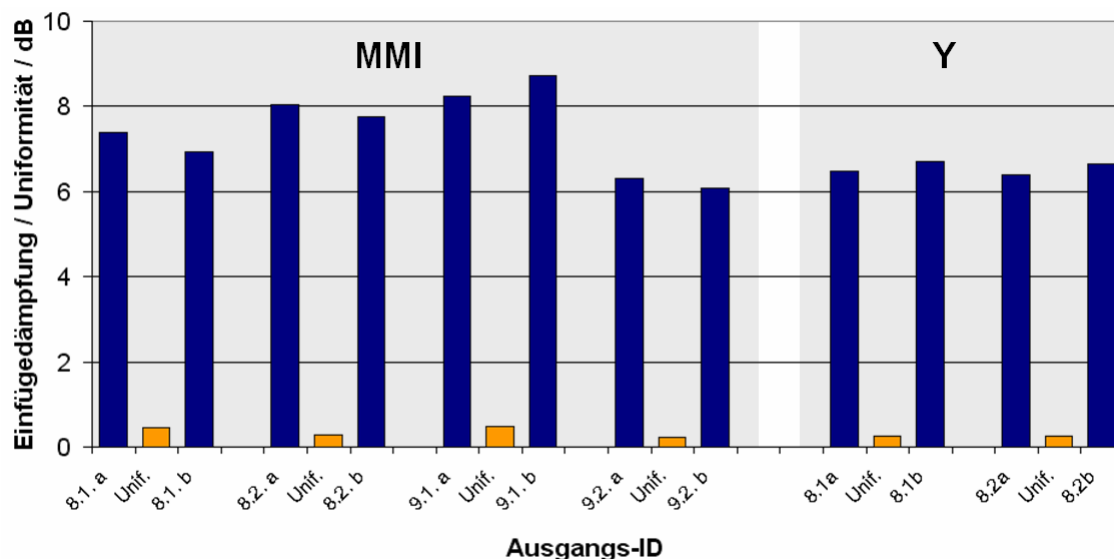


Bild 5.18: 3dB-Koppler-Probe in PDMS (Länge: 4,9 cm)
 Blau: Einfügedämpfung von MMI- und Y-Kopplern bei 1300 nm
 Orange: Uniformität der jeweiligen Koppler

Die Einfügeverluste von MMI- und Y-Kopplern liegen zwischen 6,1 dB und 8,7 dB (Bild 5.18) bei einer Probenlänge von 4,9 cm. Unter Abzug von 3 dB Koppelverlusten verbleiben zwischen 0,63 und 1,17 dB/cm Wellenleiterverluste. Diese bleiben also

deutlich hinter der Materialdämpfung zurück, was im Wesentlichen auf die Kopplerverluste aufgrund des nicht optimierten Layouts und die Einkoppelverluste zurückzuführen ist.

Die Uniformität der einzelnen Splitter liegt zwischen 0,2 und 0,45 dB. Besonders die Y-Koppler mit Werten von 0,2 dB weisen unter Berücksichtigung der frühen Entwicklungsstufe des Layouts eine bemerkenswert gute Uniformität auf.

Fazit

Durch die Erweiterung der Rakeltechnik um das Einfügen einer Folie zwischen Rakel und Master werden gleich mehrere Nachteile des direkten Kontakts zwischen Rakel und Master eliminiert. So werden die Kontamination der Wellenleiter und ein übermäßiger Abrieb der Rakel vermieden. Der wichtigste Aspekt ist jedoch, dass Wellenleiterkanäle vollständig und fehlerfrei gefüllt werden können, so dass Wellenleiter mit einer Dämpfung nur minimal oberhalb der Materialdämpfung hergestellt werden können. Da auch breitere Strukturen verfüllt werden können, erscheinen auch Funktionalitäten wie MMI-Splitter und AWG-Add-Drop-Multiplexer prozessierbar. Wegen der hohen optischen Dämpfung von PDMS im Bereich um 1550 nm ist dieses Material allerdings nicht zur Herstellung von integriert-optischen Komponenten geeignet. Eine mögliche Lösung bietet die Verwendung perfluorierter Elastomere, die am Beispiel von PFPE im nächsten Kapitel vorgestellt werden.

5.2 Fluorierte Polysiloxane

Die optische Dämpfung von nichtfluoriertem PDMS um 1550 nm liegt in der Größenordnung von 2 dB/cm. Dem kann durch Fluorierung (Bild 5.19) entgegengewirkt werden (vgl. Kap. 3.2.1). Entsprechende Materialien sind aufgrund ihrer hohen chemischen Stabilität und insbesondere wegen des nicht-quellenden Verhaltens kommerziell erhältlich.

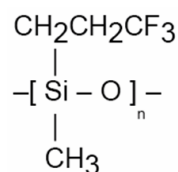


Bild 5.19: Beispiel eines fluorierten Polysiloxans von Polytec (Hersteller Nusil) [114]

Eine Übersicht über die Produkte führender Hersteller (Tabelle 5.1) zeigt allerdings, dass diese Materialien durchweg entweder gelförmig oder nicht transparent sind.

Der Hintergrund liegt in dem stark verminderten Brechungsindex des fluorierten Materials gegenüber dem des Füllstoffs (zumeist pyrogene Kieselsäure). Die resultierende optische Streuung führt somit zu den matten Eigenschaften des Materials. Ohne Füllstoff haben Polysiloxane aber eine gelartige Konsistenz, und folglich eine

äußerst geringe mechanische Stabilität und sind somit für die Herstellung integriert optischer Polymerkomponenten nicht geeignet [114].

Hersteller (Vertrieb)	Produktname	Konsistenz	Optik	Quelle
Wacker	Semicosil 927F	Gel	klar	[115]
GE-Silicones	n/a	n/a	n/a	[116]
Dow Corning	Fluorogel	Gel	klar	[117]
Dow Corning	Silastic	gummiartig	farbig	[117]
Nusil (Polytec)	CF7-3500	Gel	klar	[118]
Nusil (Polytec)	CF2-3521	Paste (Vorstufe)	matt	[118]
Delo	Delo-GUM	n/a	n/a	[119]
Masterbond	Mastersil	n/a	n/a	[120]

Tabelle 5.1: Angebot fluorierter Polysiloxane führender Hersteller

5.3 PFPE (Perfluorierte Polyether)

Im Gegensatz zu Polysiloxanen besteht die Hauptkette von Polyethern nicht aus Silizium-Sauerstoff-, sondern aus Kohlenstoff-Sauerstoff-Ketten (Bild 5.20). Die Hauptkette ist vollständig fluoriert. Absorptionssteigernde C-H-Bindungen treten nur an den Kettenenden auf und machen aufgrund des hohen Molekulargewichts nur einen kleinen Teil des Moleküls aus [70]. Der Vorteil dieses Konzepts ist, dass wesentliche Teile der Materialeigenschaften durch die vollständig fluorierte Hauptkette eingestellt werden können. Dies geschieht wiederum fast völlig entkoppelt von den guten Reaktionseigenschaften der nicht-halogenierten Acrylat-Endgruppen. Durch diesen Ansatz werden im Gegensatz zu den oben vorgestellten teilfluorierten Monomeren (Kap. 4.3.2) wie auch zu PDMS (Kap. 5.1) eine geringe optische Dämpfung bei hoher Reaktionsgeschwindigkeit und äußerst geringem Volumenschumpf erreicht.

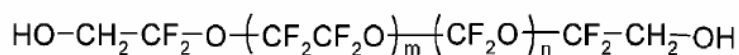


Bild 5.20: PFPE-Molekül ohne Acrylat-Endgruppen. m und n bezeichnen die Anzahl der perfluorierten Ethylen bzw. Methylene-Gruppen.

Eine Transmissionsmessung von flüssigem, nichtfunktionalisiertem PFPE (Fomblin® YL VAC 06-6) demonstriert die hervorragenden optischen Eigenschaften des Materials im gesamten Bereich der Telekom-Wellenlängen (Bild 5.21). Zwischen

850 und 1700 nm liegt die Dämpfung unterhalb 0,04 dB/cm und lässt somit eine geringere Wellenleiterdämpfung als die von Silica-on-Silicon (etwa 0,1 dB/cm) möglich erscheinen.

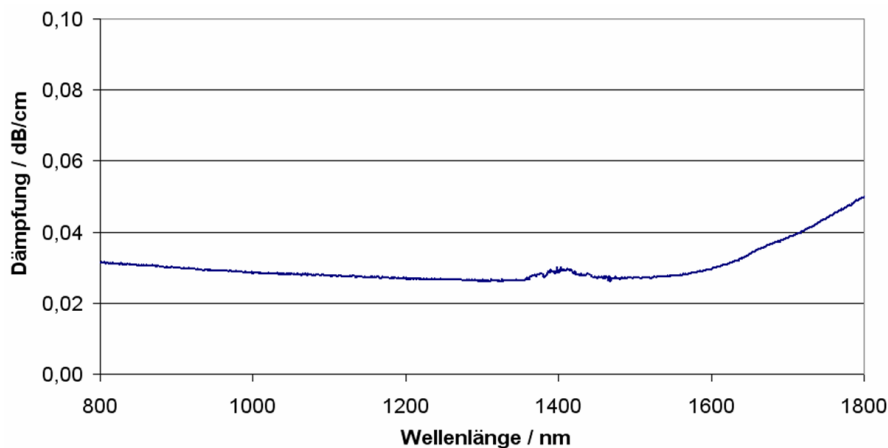


Bild 5.21: Absorptionsspektrum von flüssigem PFPE (Fomblin® YL VAC 06-6)

5.3.1 Synthese

Weil das äußerst reaktionsträge Material nicht direkt zur Vernetzung geeignet ist, muss es mit reaktiven Endgruppen, wie Acrylaten oder Methacrylaten versehen werden. Deren C-C-Doppelbindungen bilden dann die Vernetzungspunkte.

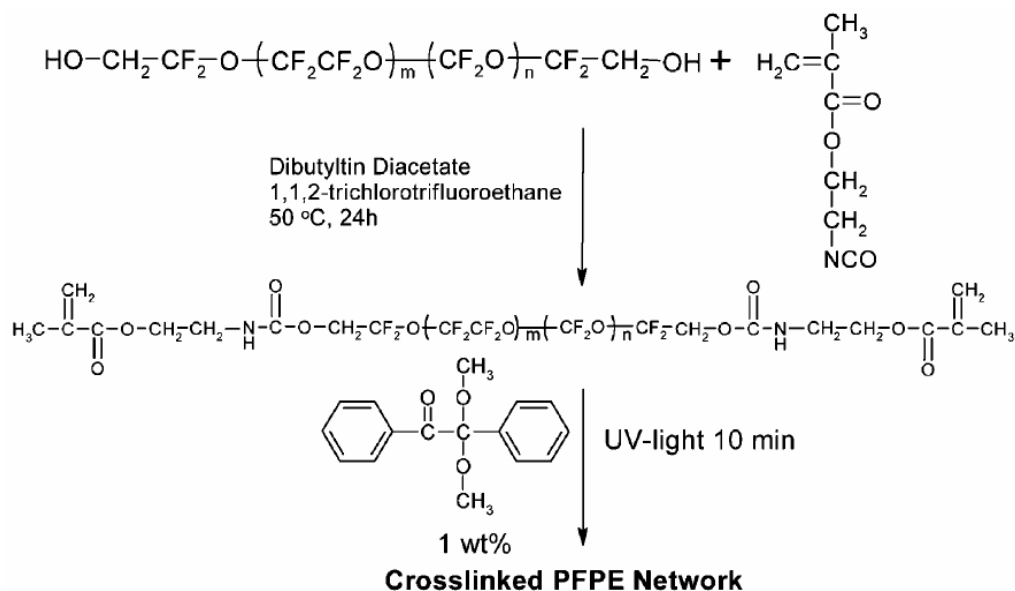


Bild 5.22: Funktionalisierung und UV-Vernetzung von PFPE

Eine einfache Methode, PFPE mit einem Methacrylat zu funktionalisieren wird von Rolland et al. [121] vorgestellt. PFPE wird mit Isocyanatoethylmethacrylat versetzt und bei 50 °C über 24 Stunden gerührt. Dem entstehenden Dimethacrylat (PFPE-DMA)

wird Photoinitiator (1 wt % 2,2-Dimethoxy-2-Phenylacetophenon) zugesetzt. So kann das Material unter UV-Licht vernetzen (Bild 5.22).

Durch die Vernetzung entsteht ein elastisches, transparentes Material (Bild 5.23 links).

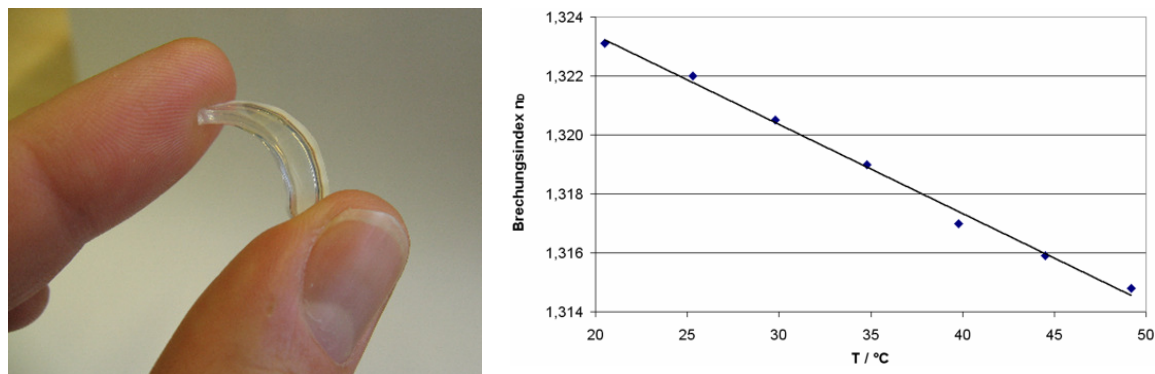


Bild 5.23: Links: Ausgehärtetes PFPE-DMA; Rechts: Thermo-optischer Koeffizient von ausgehärtetem PFPE-DMA

Das vernetzte Material hat einen Brechungsindex von $n_D = 1,324$ und ist bis etwa 150 °C thermisch stabil. Es verbindet die sehr guten Prozessierungseigenschaften (geringer Schrumpf, Dehnbarkeit) von Elastomeren mit der hohen optischen Transparenz und chemischen Stabilität fluorierter Materialien. Der hohe thermo-optische Koeffizient (TOC) beträgt -300-ppm/°C (Bild 5.23 rechts). Dieser Wert ist 30-mal höher als in Glas und etwa viermal größer als in gängigen Polymeren wie PMMA und PC. Da sich der Leistungsbedarf thermo-optischer Komponenten proportional zum TOC verhält [9], ist das Material zur Realisierung thermo-optischer Funktionalitäten mit geringer Leistungsaufnahme prädestiniert.

5.3.2 Kommerziell verfügbares PFPE

Die auf fluorierte Polymere spezialisierte Firma Solvay Solexis bietet im Rahmen ihrer 'Fluorolink'- und 'Teflon'-Produktgruppe verschiedenartig funktionalisierte PFPE-Derivate an [122]. Drei Versionen befinden sich im Experimentalstadium. Die Funktionalisierung der PFPE-Rumpfmoleküle geschieht über (Bild 5.24) eine Methacrylatgruppe (5097X), eine Acrylatgruppe (5088X) bzw. eine Methacrylatgruppe (5090X), die jeweils über ein Urethan angebunden sind.

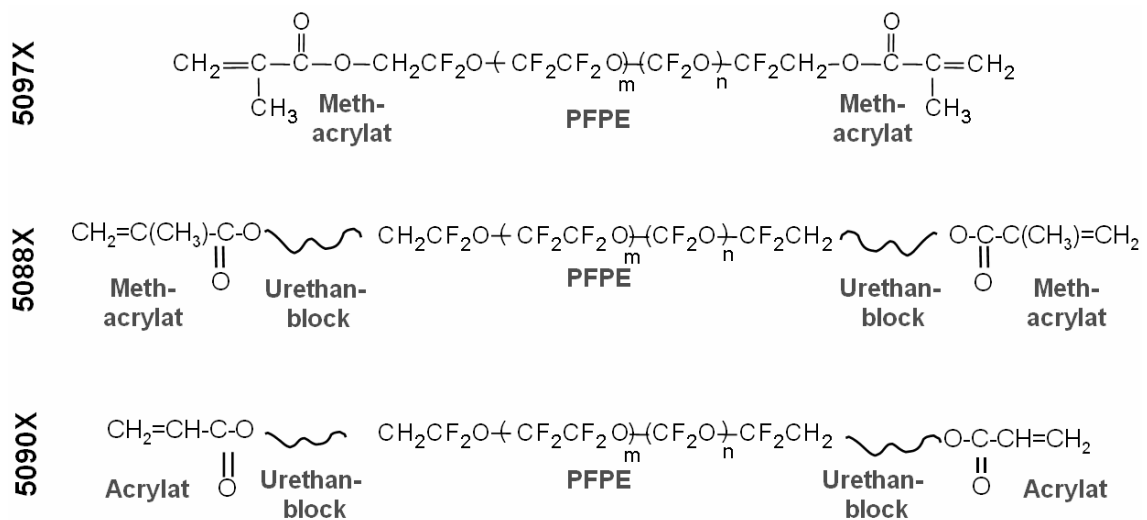


Bild 5.24: Experimentalmaterialien der Firma Solvay-Solexis auf PFPE-Basis. Verhältnis $m/n \approx 2$

Wesentliche Eigenschaften der Materialien sind in Tabelle 5.2 zusammengefasst. Während das Urethanacrylat aufgrund seiner hohen Viskosität und einer leichten Eintrübung für einen Einsatz als Wellenleitermaterial nicht in Frage kommt, weisen die beiden Methacrylat-Varianten günstige Eigenschaften auf.

	5097X	5088X	5090X
Funktionelle Gruppe	Methacrylat	Urethan-methacrylat	Urethan-acrylat
Molekulargewicht	1685 g/mol	1768 g/mol	2170 g/mol
Viskosität	30 cP (20 °C)	680 cP (20 °C)	> 10 ⁵ cP (25 °C)
Glastemperatur T_g	-100.4 °C	n/a	n/a
PFPE-Anteil	89 % w/w	85 % w/w	69 % w/w
Fluor-Anteil	56 % w/w	53 % w/w	43 % w/w
Transparenz	klar	klar	leicht trüb
Brechungsindex (flüssig)	1,3146	1,3420	1,382
Brechungsindex (fest)	1,3259	1,3638	n/a

Tabelle 5.2: Materialeigenschaften der fluorierten Polymere [123]

Die spektralen Transmissionseigenschaften der beiden flüssigen Vorstufen sind in Bild 5.25 dargestellt. Das Methacrylat (5097X) hat bei 1300 nm und 1550 nm eine Dämpfung von 0,105 dB/cm bzw. 0,174 dB/cm. Die geringe spektrale Dämpfung, die zwischen 1430 nm und fast 1600 nm unter 0,5 dB/cm und zwischen etwa 1500 und 1565 nm sogar unter 0,2 dB/cm liegt, demonstriert die Wirksamkeit der Fluorierung.

Die Absorptionsbande bei etwa 1620 nm ist auf die C-C-Doppelbindung des Methacrylats zurückzuführen. Diese entfällt bei vollständiger Vernetzung und verschiebt somit die jeweiligen Obergrenzen der genannten Bereiche niedriger Dämpfung noch weiter in Richtung größerer Wellenlängen (s. u.).

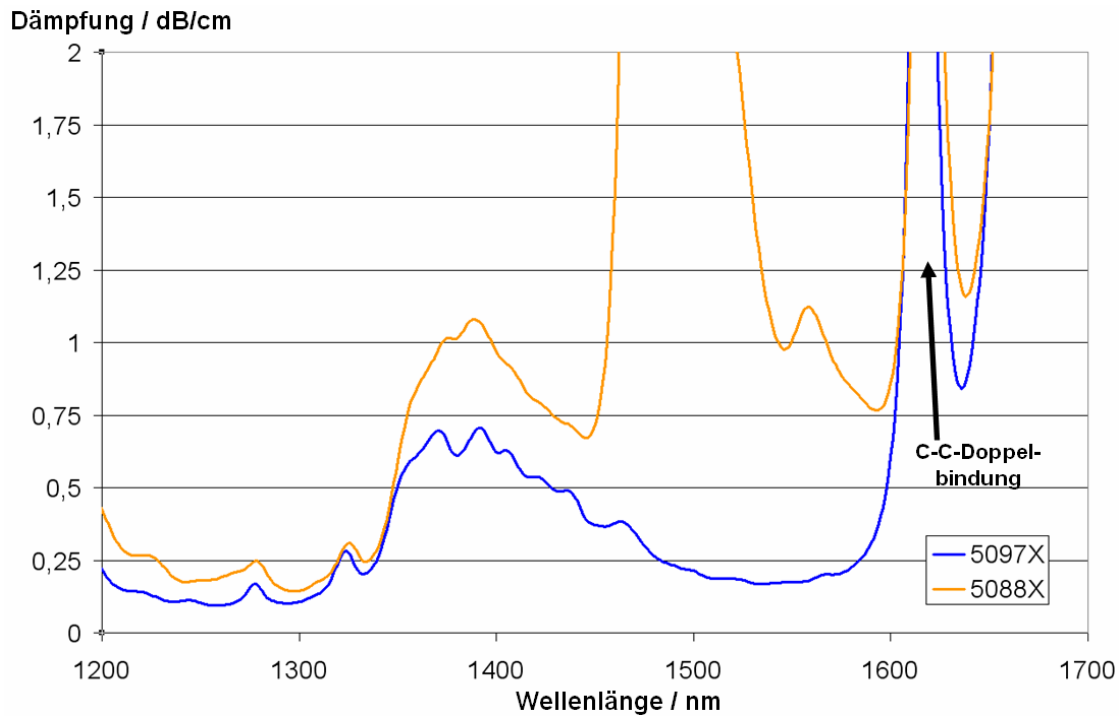


Bild 5.25: 5097X / 5088X - Spektrale Dämpfung der flüssigen Vorstufe

Während das Urethanmethacrylat bei 1300 nm eine Dämpfung von 0,144 dB/cm aufweist, liefert es im Bereich um 1550 nm inakzeptabel hohe Werte. Der Hintergrund liegt vermutlich in der nicht näher bekannten Urethan-Gruppe. Dennoch ist es möglich, dieses Material als Brechungsindex erhöhende Komponente in limitierter Menge beizumischen (vgl. unten).

Vernetzung und Indexanpassung

Die Methacrylate vernetzen unter Schutzgasatmosphäre (Ar), UV-Bestrahlung mit einer Intensität von 5 mW/cm² und Verwendung des Photoinitiators Darocur 1173 (3,8%w/w) innerhalb weniger Sekunden.

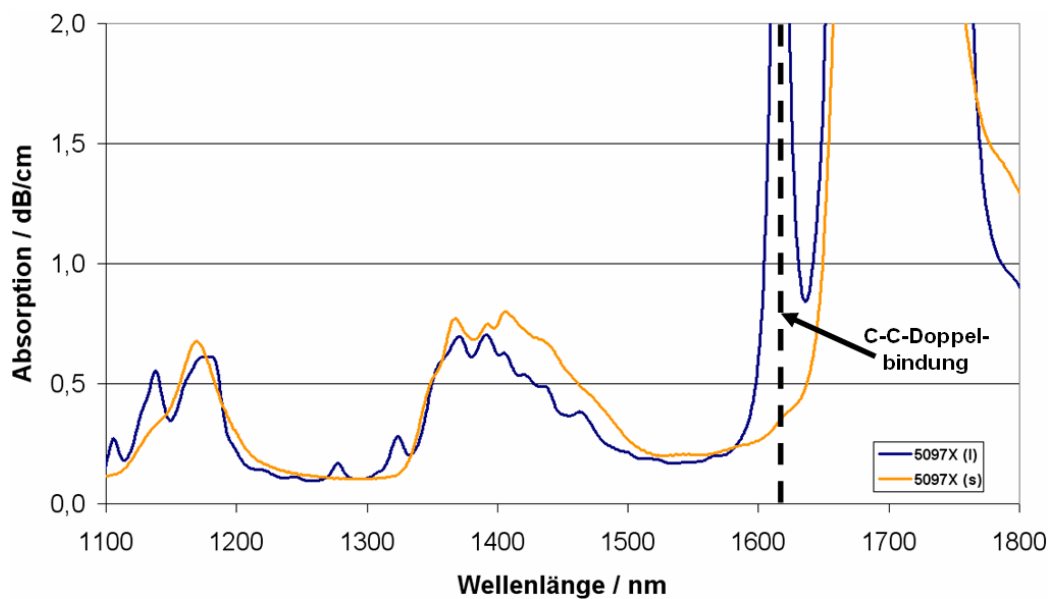


Bild 5.26: Vergleich der Absorptionsspektren von flüssigem und vernetztem PFPE-DMA 5097X

Bild 5.26 zeigt am Beispiel der Komponente 5097X den hohen Umsatz der C-C-Doppelbindung. In der festen Probe ist die Resonanz der Doppelbindung [67] kaum noch nachweisbar.

Bild 5.27 demonstriert die Einstellbarkeit des Brechungsindex durch Mischen des Methacrylats und Urethan-Methacrylats.

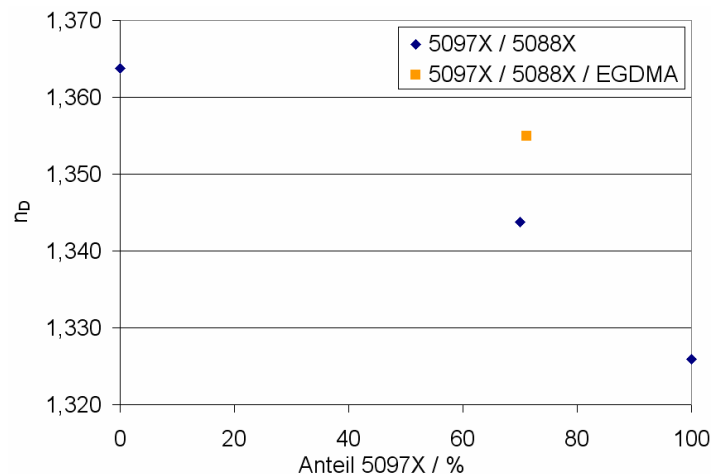


Bild 5.27: Optischer Brechungsindex verschiedener vernetzter PFPE-Mischungen. Einer Probe wurden 3,6 % EGDMA zugesetzt.

Bemerkenswert ist, dass auch EGDMA (Ethylenglycoldimethacrylat) beigemischt werden kann. Durch seinen hohen Brechungsindex von $n_D = 1,515$ führt die Beimischung von lediglich 3,6 % EGDMA zu einer Brechungsindexerhöhung des PFPE-Gemisches von etwa 0,011. Zur Realisierung eines Indexhubs von 0,005 bezogen

auf reines 5097X sind demnach nur etwa 2,5 % EGDMA notwendig. Die hohe optische Dämpfung und der hohe Schrumpf von reinem EGDMA (Tabelle 5.3) spielen in diesem Rahmen nur noch eine untergeordnete Rolle.

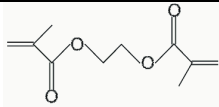
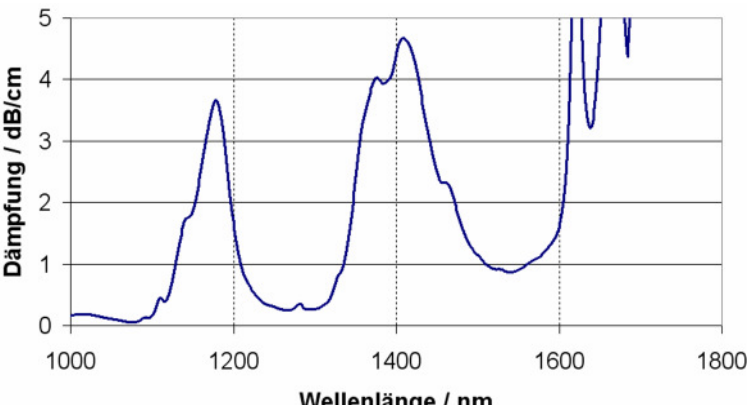
Monomer				
Chemische Struktur des Monomers				
Hersteller/Vertrieb		Sigma-Aldrich		
Optischer Brechungsindex (n_D)		1,4540		
Dichte / g/cm^3		1,053		
Viskosität		3,4 mPas		
Molekulargewicht		198,22		
Polymer				
Optischer Brechungsindex n	@ 589	1,5150		
	@ 1300	1,5035	@ 1550	1,5021
Absorption	@ 1300	0,25 dB/cm	@ 1550	0,76 dB/cm
 <p style="text-align: center;">Optische Absorption von EGDMA</p>				
Thermische Stabilität		$T_g > 200\text{ °C}$		

Tabelle 5.3: Materialeigenschaften von EGDMA

Dimethacrylat funktionalisiertes PFPE empfiehlt sich somit durch seine sehr niedrige optische Dämpfung im Bereich der Telekom-Wellenlängen und durch den leicht einstellbaren Brechungsindex für den Einsatz als Kern- und Cladding-Material in Singlemode-Komponenten. Der hohe TOC erlaubt die Implementierung von thermo-optischen Funktionen auf dem Chip bei geringer Leistungsaufnahme. Der Anspruch an die ohnehin ausreichende thermische Stabilität wird dadurch noch gesenkt. Das Molekulargewicht von 1685 g/mol des Materials 5097 X lässt neben den beiden Methacrylatgruppen auf eine Anzahl von zehn Fluormethylen- und fünf Fluorethylengruppen schließen. Diese verhältnismäßig kurze Kette schlägt sich in der geringen Viskosität des Materials von 30 mPas nieder. Eine Erhöhung der Kettenlänge würde neben einer Erhöhung der Viskosität auch durch die geringe Anzahl an Vernetzungspunkten zur weiteren Verminderung des Schrumpfs und durch den höheren Fluoranteil zur weiteren Verminderung der optischen Dämpfung führen.

Fazit

Perfluorierte Elastomere, wie z.B. PFPE, sind aussichtsreiche Kandidaten zur Herstellung von Singlemode-Wellenleiterkomponenten, die neben der Minimierung extrinsischer Verluste (durch Verwendung der Folienrakeltechnik) auch bzgl. der intrinsischen Materialdämpfung optimiert sind. Die Verwendung perfluorierter Polysiloxane scheitert daran, dass erhältliche Materialien entweder gelartig oder optisch matt sind. Während nicht-funktionalisiertes PFPE eine Dämpfung von durchweg unter 0,04 dB/cm aufweist, liegt die Dämpfung der funktionalisierten Variante im Bereich von 0,1 bis 0,25 dB/cm, teils darüber. Diese Werte sind aber durch Materialmodifikationen, insbesondere die Erhöhung der Kettenlänge, minimierbar. So erscheint die replikative Herstellung von Wellenleitern mit Dämpfungswerten in der Größenordnung von 0,1 dB/cm über alle Telekombänder möglich.

6 Konzepte zur passiven Faserkopplung

Die im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Prozesse bieten jeweils die Option der passiven Faserkopplung. So können die ohnehin geringen Kosten replikativ hergestellter polymerer PLC durch Einsparungen bei der Montage (Assembly) weiter reduziert werden. Besonders vorteilhaft ist, dass bei der Prozessierung des Masters sowohl die Wellenleiter- als auch Faserführungsstrukturen in einem Maskenschritt und deshalb unter Vermeidung eines lithographischen Versatzes implementiert werden können. Außerdem erübrigt sich der anspruchsvolle Schritt der Endflächenpräparation der Proben. Im Folgenden werden potentielle Konzepte vorgestellt, die auf Basis der in dieser Arbeit entwickelten Herstellungstechnologien passive Faserkopplung erlauben.

6.1 Rakeltechnik

Die in Kap. 5.1.2 beschriebene Folienrakeltechnik bietet bei der passiven Faserkopplung den signifikanten Vorteil, dass das Einbringen der Fasern schon auf dem Master durchgeführt werden kann. So werden zusätzliche Toleranzen und Fehler, die durch den Abformungsprozess entstehen, ausgeschlossen.

Der Master, der sowohl Wellenleitergräben als auch V-Nuten zur Faseraufnahme enthält, kann durch einen Einmaskenprozess, wie er z.B. von Klein und Neyer in [128] beschrieben wird, hergestellt werden. Eine Grube, die durch einen Wafersägeschnitt erzeugt wird, entfernt die Ätzflanken an den Enden der Nuten (Bild 6.1a). (b) zeigt den Master im Querschnitt. Durch den oben beschriebenen Rakelprozess werden Wellenleitergruben, Sägeschnitt und V-Nuten verfüllt (c). Nach der Härtung wird das Elastomer aus den V-Gruben und dem Sägeschnitt herausgezogen (d). Der schmale Steg am Ende der Wellenleitergruben (vgl. (a)) verhindert, dass Material in den Wellenleitergruben mit entfernt wird. Nach dem Aufgießen und der Evakuierung des Claddingmaterials (e) werden die Fasern in die Nuten eingelegt und das Cladding ausgehärtet (f). Nach der Entformung wird die Lage gewendet (g) und mit der zweiten Claddingschicht versehen und ausgehärtet (h).

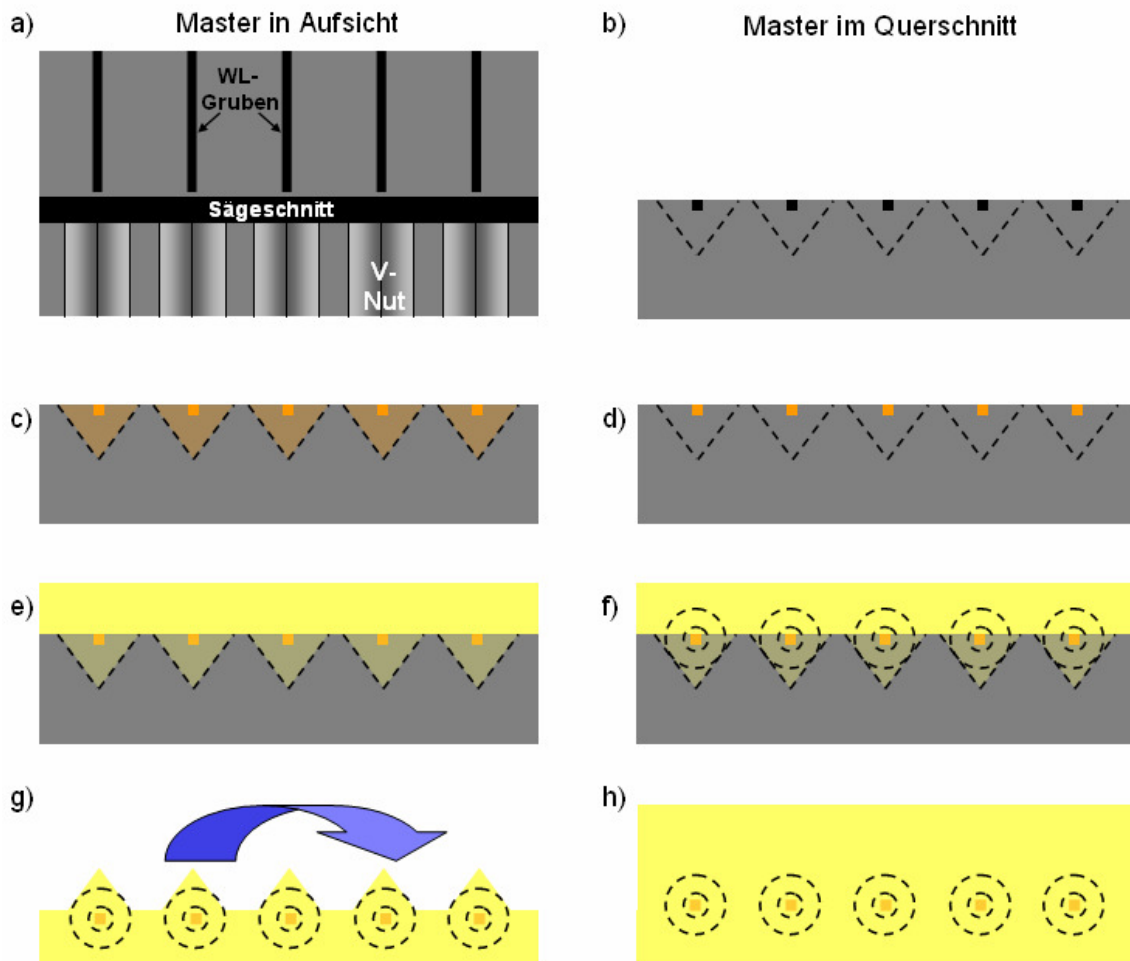


Bild 6.1: Passive Faserkopplung im Rakelprozess.
Schwarz/grau: Si-Wafer, orange: Kernmaterial; gelb: Claddingmaterial

6.2 Spritzguss

Der in Kap. 4.2 beschriebene Herstellungsprozess auf Spritzgussbasis und anschließender Walzlamination bietet nicht unmittelbar die Möglichkeit einer passiven Faserkopplung. Eine Alternative ergibt sich auf Basis des in Kap. 6.2 vorgestellten Wellenleiterkonzepts der 'slab-coupled waveguides' oder auch 'oversized-rib waveguides': In Übereinstimmung mit dem ursprünglichen Prozess wird auch hier ein CD-förmiger Spritzling mit Wellenleiterstrukturen hergestellt (Bild 6.2 a), der aber außerdem V-Nuten zur Faseraufnahme enthält. Zur Herstellung des Nickelmasters kann der oben (Kap. 6.1) beschriebene Master dienen. Im folgenden Schritt können nach Bedarf Elektroden und Leiterbahnen durch einen Liff-off- oder Ätzprozess aufgebracht werden (b). Danach wird das Kernmaterial aufgeschleudert und die Fasern werden in

die Nuten eingelegt (c). Die folgende Aushärtung des Kernmaterials fixiert somit gleichzeitig die Fasern (d).

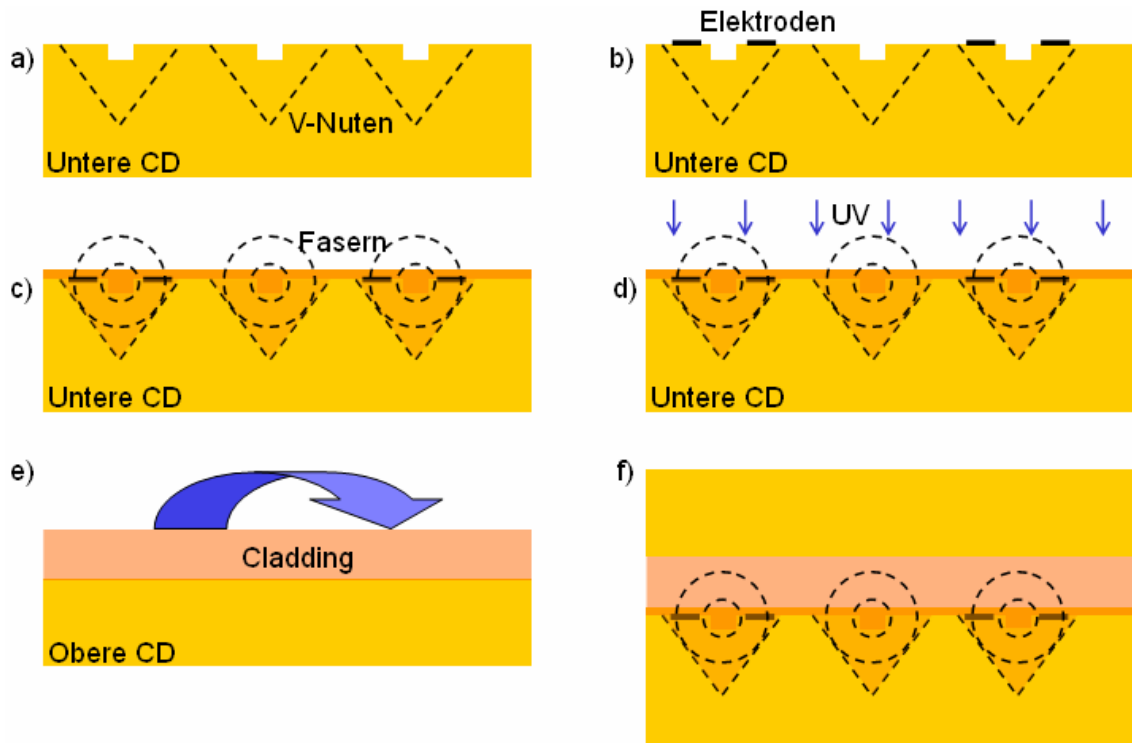


Bild 6.2: Spritzgussprozesskonzept zur industriellen Fertigung von integriert-optischen Komponenten, die passive Faserkopplung beinhaltet.

Im folgenden Schritt wird ein weiterer unstrukturierter Spritzling durch Spin-Coating mit Claddingmaterial versehen (e) und 'kopfüber' auf die konfektionierte CD aufgelegt und ausgehärtet (f). Alternativ kann die Metallisierung auch auf der oberen CD durchgeführt werden. Neben einigen weiteren Modifikationen müssen die beiden Spritzlinge dann beim Zusammenfügen exakt zueinander ausgerichtet werden.

Eine mögliche Dimensionierung der Wellenleiter ist unter Berücksichtigung der in Kap. 3.1.4 vorgestellten Bedingungen in Bild 6.3 dargestellt. Die Breite der Wellenleiter liegt hier bei $5\ \mu\text{m}$, die Tiefe der Strukturen bei $2,5\ \mu\text{m}$ und die Dicke des Schichtwellenleiters bei $4\ \mu\text{m}$. Eine Variation dieser Parameter, z.B. zur Verminderung der Koppelverluste, ist natürlich möglich.

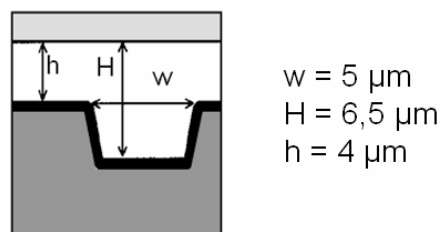


Bild 6.3: Mögliche Dimensionierung von 'slab-coupled' Wellenleitern

Neben der Möglichkeit der passiven Faserjustage bietet dieses Konzept weitere herausragende Vorteile:

- + Der Indexhub spielt beim Konzept der 'slab-coupled waveguides' eine untergeordnete Rolle (vgl. Kap. 3.1.4). Die Auswahl eines Materialsystems gestaltet sich deshalb deutlich einfacher als beim Konzept der schwach führenden Wellenleiter. So kann zum einen ein höherer Indexhub realisiert werden, zum anderen ist das System robuster gegen Schwankungen des Brechungsindex, die von variierenden Materialeigenschaften oder Prozessparametern herrühren können.
- + Da das Kernmaterial offen auspolymerisiert, spielt auch der Härtungsschrumpf nur eine untergeordnete Rolle. Die Entstehung von Vakuolen oder Delamination während der Aushärtung ist somit praktisch ausgeschlossen.
- + Durch die Konzentration des Signals in das Kernmaterial wird es vom umgebenden Material nur wenig beeinflusst. Der Einfluss der Dämpfung und Doppelbrechung des Claddingmaterials ist daher gering.
- + Da die Wellenleiterstrukturen im Vergleich zum ursprünglichen Konzept nur noch etwa halb so tief sind, verringert sich das Aspektverhältnis entsprechend. Damit vereinfacht sich die Abformung deutlich.
- + Der Weiterverarbeitungsprozess für CDs und DVDs enthält bereits wesentliche Bestandteile des oben beschriebenen Konzepts. Bild 6.4 zeigt die karussellartig angelegte Einheit zur Beschichtung der Spritzlinge, die sich räumlich und prozesstechnisch direkt an die Spritzgussmaschine anschließt.

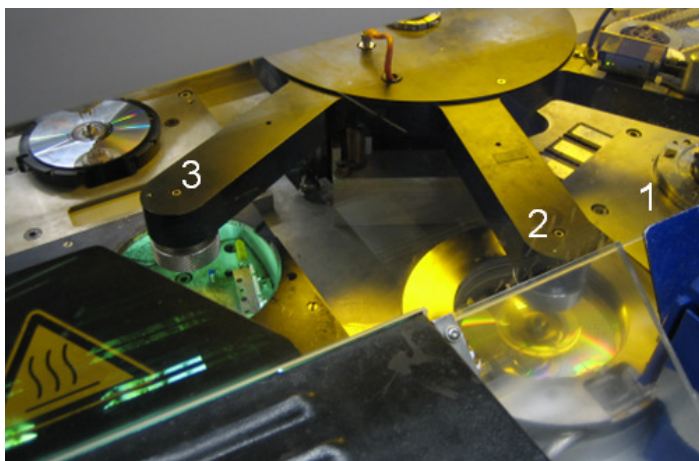


Bild 6.4: Weiterverarbeitung spritzgegossener CDs: 1: Metallisierung durch Sputtern, 2: Aufschleudern des Schutzlacks, 3: UV-Aushärtung

An der ersten Station wird durch Sputtern eine metallische Reflexionsschicht aufgebracht. An der zweiten wird der Schutzlack aufgeschleudert und an der dritten durch UV-Bestrahlung ausgehärtet. Der anschließende Siebdruck bringt das Label auf die CD auf. Die bestehende Prozesstechnik bietet somit eine Basis zur Entwicklung einer Prozesslinie zur Herstellung des fertigen Produkts.

7 Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit wurden zwei signifikant unterschiedliche technologische Konzepte zur replikativen Herstellung von planaren Lichtwellenleiterschaltungen auf Polymerbasis untersucht. Ein Schwerpunkt lag dabei in der Identifikation und Entwicklung von optischen Polymeren, die den Anforderungen der jeweiligen Technologie gerecht werden. Die vorgestellten Replikationstechniken haben durch die Möglichkeit der Volumenproduktion und des passiven Faser-Assemblys das Potential, im aufkommenden Zeitalter der optischen Telekommunikation, die bis in die Haushalte reicht, eine preiswertere Alternative zu nicht-replikativ hergestellten Komponenten zu bieten.

Die thermoplastbasierte Technologie nutzt die Formbarkeit erhitzter Thermoplaste aus, um mittels Heißprägen oder Spritzguss negative Masterstrukturen in einen Polymerchip zu übertragen. Der folgende Laminationsschritt erzeugt durch das gleichzeitige Verfüllen der Strukturen den eigentlichen Wellenleiter. Sowohl in Spritzguss- als auch in Heißprägetechnik konnten in TPX Singlemode-Wellenleiterstrukturen von ca. $6 \times 6 \mu\text{m}^2$ im Querschnitt mit hoher Abformtreue hergestellt werden. Die Rauigkeit des Wellenleiterbodens liegt unterhalb 5 respektive 20 nm. Als deutlich problematischer erweist sich das Verfüllen der Strukturen mit einem passenden Kernmaterial. Schrumpf und geringe Adhäsion der TFML-PFPMA-Mischung auf dem Substrat führen zu Defekten wie Delamination und Vakuolen im Kernmaterial. Mittels Walzlamination können deutliche Verbesserungen erzielt werden. Die genannten Defekte können aber nicht vollständig vermieden werden, so dass die Wellenleiter mit 1,26 dB/cm und 1,74 dB/cm bei 1300 bzw. 1550 nm deutlich über der Materialabsorption liegen.

Bei der elastomerbasierten Rakeltechnik wird zuerst der Wellenleiterkern im Master durch Rakeln und dann das Cladding schichtweise durch Gießen erzeugt. Das sehr gute Fließverhalten der elastomeren Materialvorstufe führt zu einer hochpräzisen Abformung der Masterform. Der Einsatz einer Folie vermeidet durch die Trennung von Rakel und Material die Kontamination der Wellenleiter und gewährleistet einen hervorragenden Füllstand der Wellenleitergruben. Auch breitere und nicht in Rakelrichtung verlaufende Strukturen, wie sie z.B. bei der Herstellung von MMIs und AWGs auftreten, können verwirklicht werden. Die Vernetzung des Elastomers unterliegt einem äußerst geringen Schrumpf, so dass Materialspannungen und Defekte vermieden werden. Die Elastizität und die niedrige Oberflächenspannung des Materials führen zur sauberen Trennung vom Master. Auf diese Weise hergestellte Polydimethylsiloxan-Wellenleiter weisen eine Dämpfung von 0,18 dB/cm bei einer Wellenlänge von 1300 nm auf, was annähernd der Materialdämpfung entspricht. Aufgrund einer steilen Flanke im Absorptionsspektrum von PDMS bei 1550 nm ist ein entsprechender Nachweis für diese Wellenlänge schwierig. Dennoch sind für 1550 nm aufgrund der geringeren Streuung eher noch geringere Zusatzverluste zu erwarten. Die Polarisationsabhängigkeit der Dämpfung liegt mit 0,02 dB/cm bei 1300 nm und 0,005 dB/cm an bzw. unterhalb

der Nachweisgrenze des Messaufbaus. Die thermische Stabilität der Wellenleiter liegt bei mindestens 150 °C, vermutlich aber oberhalb 170 °C.

Die verwendeten Kernmaterialien TFML und PFPMA haben eine Glasübergangstemperatur von 160 bzw. 80 °C. Der Einsatz von PFPMA ist also aus Stabilitätsgründen nur im Gemisch mit TFML sinnvoll. Das Substratmaterial TPX liegt im Vergleich zu anderen spritzgussfähigen Granulaten mit einem Erweichungspunkt von 170 °C überdurchschnittlich hoch. Für die Kernmaterialien ergibt sich in Verbindung mit TPX aufgrund der notwendigen Anpassung des Brechungsindex ein Mischungsverhältnis von etwa 1/3 TFML zu 2/3 PFPMA. Für dieses Copolymer ist eine Glasktemperatur von etwa 110 °C zu erwarten, was für eine passive Komponente ohne thermo-optische Funktion ausreicht. Leider erweisen sich TFML und PFPMA in Verbindung mit TPX als nicht prozessierbar, was einerseits an der schlechten Benetzbarkeit von TPX liegt, andererseits aber am hohen Schrumpf der Kernmaterialien. Dieser fällt bei vernetzenden Materialien, deren Vorstufe bereits als Polymer vorliegt, deutlich geringer aus oder ist vernachlässigbar. Außerdem wird die thermo-mechanische Stabilität weit über den Erweichungspunkt praktisch bis an den Punkt der chemischen Degradation angehoben. So weist PDMS eine kurzzeitige Temperaturstabilität weit über 200 °C auf. Die Stabilität von Thermoplasten liegt naturgemäß niedriger, was nicht zuletzt die Prozessierbarkeit des Substratmaterials gewährleistet. Während mit Hilfe von PDMS die Funktionsfähigkeit des Folienrakelprozesses nachgewiesen werden konnte, sind zur Herstellung niedrig dämpfender Komponenten fluorierte Elastomere, wie PFPE notwendig. Während nicht-funktionalisiertes PFPE im Bereich der Telekommunikationswellenlängen eine Dämpfung unterhalb 0,04 dB/cm aufweist, zeigt die hier vorgestellte funktionalisierte Variante Werte im Bereich zwischen 0,1 und 0,25 dB/cm, teils darüber.

Zur Weiterentwicklung empfiehlt sich einerseits die Spritzgusstechnik in Verbindung mit der vorgeschlagenen Schleudertechnik zur Erzeugung von 'slab-coupled' Wellenleitern, andererseits aber die Folienrakeltechnik für Elastomere zur Herstellung von schwach führenden Wellenleitern. Die in beiden Fällen vorhandene Option, ein passives Faser-Assembly zu implementieren, bietet einen signifikanten Vorteil gegenüber nicht-replikativen Techniken. Die Weiterentwicklung der Materialien wird auf dem Weg zu konkurrenzfähigen integriert-optischen Polymerchips eine elementare Rolle spielen. Hauptaspekte sind eine möglichst hochgradige Fluorierung zur Realisierung einer geringen optischen Dämpfung und ein minimaler Härtingsschrumpf zur Gewährleistung eines robusten Herstellungsprozesses.

8 Prozess- und Messtechnik

8.1 Prozesstechnik

8.1.1 Photolithographische Masterherstellung

Neben ersten Versuchen mit Positiv-Photolack wurden die wesentlichen Ergebnisse dieser Arbeit unter Verwendung von SU8-Photolack (negativ) erzeugt. Angaben zum Prozess finden sich in Tabelle 8.1.

Material		
Fotolack	SU-8-5	
Wafer	Silizium <100>-Wafer, Durchmesser: 100 mm, Dicke: 525 μm , einseitig poliert	
Aufschleudern		
System	Convac	
Wafervorbehandlung	Adhäsionsverbesserung mit SU-8-2 (microresist technology)	
Lackmenge	4 ml	
Schleuderschritt 1	Cover	Closed cover
	Umdrehungen	500 rpm
	Beschleunigung	200 rpm/s
Schleuderschritt 2	Cover	Closed cover
	Umdrehungen	2200 rpm
	Beschleunigung	200 rpm/s
	Schleuderzeit (total)	50 s
Prebake	10 min bei 95 °C (Hotplate)	
Dicke	5,6 μm	
Belichtung		
Belichtungsgerät	Suess MA6	
UV-Belichtung	7 s bei 20 mW/cm ² (365 nm)	
Belichtungsart	Vakuum-Kontakt	
Postbake	5 min bei 95 °C (Hotplate)	
Entwicklung		
Entwickler	XP SU-8 (microresist technology)	
Entwicklungszeit	10 min	
Hardbake	-	

Tabelle 8.1: Materialien und Prozessparameter für SU-8 -Photolithographie

8.1.2 Sputter

Sputterprozesse wurden mit der Anlage BAK-604 der Firma Balzers durchgeführt.

8.1.3 Galvanik

Die Nickelmasterplatten wurden auf der Galvanikanlage Microform 100 der Firma Technotrans hergestellt. Nähere Angaben finden sich in folgender Tabelle.

Galvaniksystem	
Gerätebezeichnung	Microform 100
Hersteller	Technotrans (Sassenberg)
Galvanikbad	ca. 89 g/l Ni (Depolarisierte Nickelpellets), T = 52 °C
Filter	Zweistufiges Filtersystem (10 µm & 0,5 µm)
Kathode	Rotierend, max. 10 A/dm ²
pH-Regulierung	pH-Sensor zur aktiven Kontrolle der Borsäurekonzentration (pH = 3.60)
Prozessparameter	
Stromkurve	Lineare Stromrampe: 0-20 h ; 0-5 A/dm ²

Tabelle 8.2: Galvanikanlage und Prozessparameter bzgl. Herstellung von Nickel-Replikationsmastern

8.1.4 Heißprägen

Alle Heißprägeversuche wurden auf einer kommerziell erhältlichen und in der Leiterplattenproduktion eingesetzten Heißpresse der Firma HR-Maschinenbau durchgeführt (Tabelle 8.3).

Heißprägesystem	
Gerätebezeichnung	HML MP20 VK
Hersteller	HR Maschinenbau, Stollberg
Maximale Presskraft	200 kN
Maximale Plattentemperatur	320 °C
Vakuum	< 1 mbar
Kühlung	aktiv, Wasser

Tabelle 8.3: Wesentliche Spezifikationen der eingesetzten Heißpresse HML MP20 von HR Maschinenbau

8.1.5 Spritzguss

Die Spritzgussentwicklung für PC wurde auf einer Netstal Discjet 600, der Transfer auf TPX auf einer TOOLEX ALPHA MD 100 durchgeführt. Alle Versuche wurden bei OK-Media Disc, Nortorf durchgeführt.

8.1.6 Lamination

Die Laminationsversuche wurden auf einer pneumatisch getriebenen Presse bzw. einer Walzeinheit durchgeführt. Beide Geräte sind Eigenentwicklungen des Arbeitsgebiets Mikrostrukturtechnik. Das Gehäuse der pneumatischen Presse enthält eine Quecksilberdampfampe (Typ Osram HQL 125) und einen wasserbasierten Kühlkreislauf (Bild 8.1). In eine rechteckige Öffnung auf der Oberseite ist ein UV-transparenter Glasblock (BK7) eingefügt, der als Probenstisch dient. Ein unterhalb des Glasblocks befindliches Filter absorbiert Wellenlängen unterhalb 340 nm. Oberhalb des Probenstischs befindet sich ein auf vier Führungsstangen aufgesetzter Rahmen, der einen

kardanisch aufgehängter Pressblock enthält. Die unterhalb des Gehäuses pneumatisch erzeugte Kraft (500 - 3000 N) wird über das Gestänge auf den Rahmen und dort über den Pressblock auf die Probe übertragen. Der Probenstisch ist außerdem mit Schutzgas (Ar) spülbar.

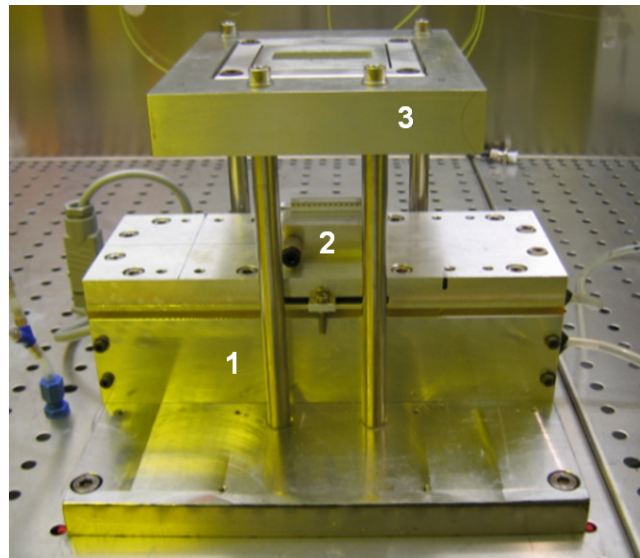


Bild 8.1: Laminationseinheiten. Links: Pneumatische Presse zur flächigen Lamination (1: Gehäuse mit UV-Quelle, 2: Probenstisch, 3: Kardanisch aufgehängter Pressblock)

8.2 Material-Synthese

8.2.1 Initiatoren

Zur UV-Härtung wurde der UV-Initiator D1173 (Ciba Geigy) benutzt. Der Massenanteil beträgt zwischen 1 und 4 %.

8.2.2 Bulkprobenherstellung

Die Herstellung von Bulkproben geschah in Standard-Reagenzglasern. Darocur D1173 versetzte Materialien wurden drei Stunden mit Schutzgas (Ar) gespült. Die Aushärtung erfolgte mit einer Bluepoint II (Dr. Hönle) oder mittels der in Kap. 8.1.6 beschriebenen UV-Quelle (jeweils Quecksilberdampflampe). Zwecks Vermeidung inhomogener Aushärtung wurde die Probe mit geringer Intensität (ca. 1 mW/cm²) über mehrere Stunden bestrahlt. Die Endflächen der Proben wurden auf einer Schleif- und Poliermaschine (OPH200, Fa. Leica) für spektrale Messungen der Dämpfung und des optischen Brechungsindex präpariert.

8.3 Materialcharakterisierung

8.3.1 Optischer Brechungsindex

Die Messungen des optischen Brechungsindex wurde mit Hilfe des "Abbe-Refraktometer B" der Firma Zeiss vorgenommen. In der Grundkonfiguration kann der Brechungsindex sowohl flüssiger als auch fester Proben bei der Wellenlänge 589 nm (Natrium-D-Linie) bestimmt werden (n_D). Dabei ist eine Temperierung bis 60 °C möglich. Neben einer Natrium-Dampf-Lampe kann auch eine Halogenquelle mit Interferenzfiltern eingesetzt werden. Unter Verwendung eines Korrekturterms kann so auch der Brechungsindex bei Wellenlängen von 515 nm, 632 nm, 850 nm, 1300 nm und 1550 nm bestimmt werden. Die Detektion der nicht sichtbaren Wellenlängen erfolgt mit einer IR-Kamera [124].

Wegen der hohen Intensität und spektralen Schärfe der Na-Dampf-Quelle wird in der Literatur und im Rahmen dieser Arbeit oftmals n_D angegeben. Dies bietet den Vorteil der besseren Vergleichbarkeit. Werden die Materialien in der Folge als Singlemode-Wellenleitermaterial herangezogen, muss allerdings eine aufwändigere Bestimmung bei den Telekom-Wellenlängen stattfinden.

8.3.2 Optische Absorptionsspektren

Spektrale Absorptionmessungen wurden an einem Cary 500 der Firma Varian durchgeführt. Der spektrale Messbereich liegt zwischen 175 und 3300 nm mit einer spektralen Auflösung zwischen 0,04 und 20 nm. Dämpfungswerte wurden durch Cut-Back-Messungen ermittelt.

8.4 Oberflächencharakterisierung

8.4.1 REM-Aufnahmen

Die REM-Aufnahmen wurden an einem JEOL JSM-6400 und an einer Raith 150 Lithographieeinheit aufgenommen.

8.4.2 Laser-Profilometrie

Das Laserprofilometer Microfocus der Firma UBM wurde zur Bestimmung der Durchbiegung der thermoplastischen Substrate und Spritzlinge benutzt. Die maximale Scanfläche liegt bei 10 x 10 cm² bei einer Auflösung von 0,5 µm. Der vertikale Scanbereich beträgt 1000 µm bei einer Auflösung von bis zu 5 nm.

8.4.3 Weißlichtinterferometrie

Rauigkeitsmessungen und Profile über Flächen kleiner etwa 1 x 1 mm² wurden an dem Weißlichtinterferometer Veeco NT 1000 der Firma Wyko durchgeführt. Der laterale

Scanbereich liegt bei maximal $1240 \times 940 \mu\text{m}^2$ und die laterale Auflösung im besten Fall bei 200 nm. Die vertikale Scanbereich beträgt $1 \mu\text{m}$ und hat eine Auflösung von im besten Fall 0,1 nm.

Dünne Schichten transparenter Materialien sind aufgrund der hohen optischen Transmission bei gleichzeitiger Reflexion an der Probenrückseite schwer zu charakterisieren. Deshalb wurden z.B. zur Charakterisierung der SU-8-Lackvorformen Abgüsse in PDMS hergestellt. Die hohe Abformtreue von PDMS gewährleistet eine annähernd fehlerfreie Übertragung des Oberflächenprofils.

8.5 Integriert-optische Komponenten

8.5.1 Wellenleitereinfügedämpfung & Cutback

Die Wellenleiterdämpfungsmessungen wurden mit Hilfe eines optischen Multimeters (HP 8153A) und einem Mikropositioniersystem (PI Lightline) durchgeführt. Wenn nicht anders angegeben, wurde mit einer Standard-Singlemode-Faser ein-, und mit einer $50 \mu\text{m}$ Multimode-Faser ausgekoppelt.

Auf Laborebene hergestellte polymere Singlemode-Komponenten weisen bei Standard-Cutback-Messungen oftmals stark schwankende Ergebnisse auf. Hintergrund sind präparative Ungenauigkeiten (z.B. Schnitt- oder Polierqualität oder Winkelfehler), die zu signifikanten Variationen der Koppeldämpfung zwischen den Teilmessungen führen. Eine deutliche Verbesserung der Messgenauigkeit kann durch Fixierung der Einkopffaser an der Probe erreicht werden. Auf diese Weise bleibt der eingangsseitige Koppelverlust konstant. Der 'Cut-Back' geschieht dann nur auf der Ausgangsseite. Bei zusätzlicher Verwendung einer Multimode-Faser auf der Auskoppelseite werden die Schwankungen aufgrund der hohen Toleranzen bei der Kopplung eines Singlemode-Signals in einen Multimode-Wellenleiter auch dort minimiert. Auf diese Weise ist die Wellenleiterdämpfung sehr präzise bestimmbar. Die Koppeldämpfung kann so allerdings nicht bestimmt werden, da den Einzelmessungen kein Referenzwert zugeordnet werden kann.

Wegen des hohen präparativen und messtechnischen Aufwands der Präzisionsmessung wurde die Wellenleiterdämpfung besonders in der Entwicklungsphase zumeist unter Vernachlässigung der Koppelverluste nach oben abgeschätzt (worst case). Der Einfluss der Koppelverluste wird durch Verwendung möglichst langer Proben minimiert.

8.5.2 Polarisationsabhängiger Verlust (PDL)

Messungen des polarisationsabhängigen Verlusts bedürfen im Vergleich zur Messung einer reinen Einfügedämpfung besonderer Vorkehrungen. So verbessert bei nicht optisch isolierten Quellen das Einfügen einer zusätzlichen Dämpfung in der Größenordnung 10 dB direkt am Laserausgang das Ergebnis in der Größenordnung 0,05 dB (Bild 8.2). Hintergrund ist die stark verminderte Rückreflexion in die

Laserquelle (2 x 10 dB) und die damit verbundene Leistungsschwankung der Laserdiode. 3dB-Koppler, die oft zwecks Einkopplung von sichtbarem Licht in die Faser verwendet werden, müssen aufgrund ihrer verhältnismäßig hohen Polarisationsabhängigkeit aus dem Signalweg entfernt werden.

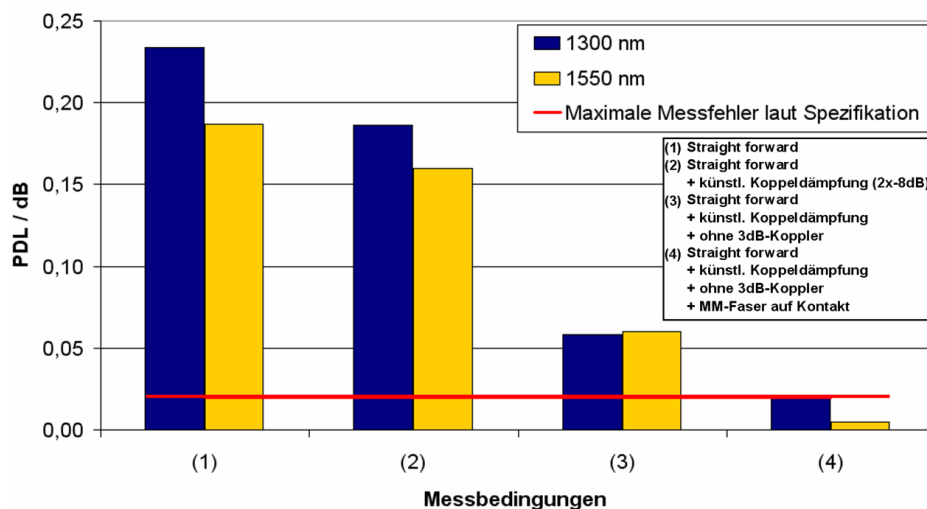


Bild 8.2: Messung der polarisationsabhängigen Dämpfung

8.5.3 Nahfeldmessungen

Zur Messung des Nahfeldes wurde eine Infrarot-Kamera der Firma Hamamatsu benutzt. Die optische Abbildung wurde durch Mikroskop-Objektive (20 x / 40 x) erreicht. Die Fokussierung wurde durch Auflösung der Mehrmodigkeit von 50 μm breiten Kontrollstrukturen verifiziert. Die Einmodigkeit der Wellenleiter wurde durch Verstimmung der Einkoppelfaser unter gleichzeitiger Beobachtung des Nahfeldes nachgewiesen. Felddurchmesser konnten aufgrund der begrenzten räumlichen Genauigkeit wie auch Intensitätsauflösung des Systems nicht mit ausreichender Präzision reproduziert werden.

9 Literatur

- 1 R. Gööck: "Die großen Erfindungen: Nachrichtentechnik - Elektronik", Sigloch Edition, Künzelsau, 1988, S.14 ff
- 2 V. Brückner: "Optische Nachrichtentechnik - Grundlagen und Anwendungen", Teubner Verlag, 2003
- 3 E. Voges: "Optische Übertragungstechnik", Skript Lehrstuhl für Hochfrequenztechnik, Universität Dortmund, 2005
- 4 R. G. Hunsperger: "Integrated Optics: Theory and Technology", Springer-Verlag, 2002
- 5 C. Dreyer, M. Bauer, J. Bauer, N. Keil, H. Yao, C. Zawadski: "Reduction of the optical loss and optimization of polycyanurate thermosets used in integrated optics", *Microsystem Technologies*, Vol.7, 2002, S.229-238
- 6 J. Hecht: "Fiber to the home - Why 'the last mile' is truly the hardest", *Optics & Photonics News*, No. 03, 2003
- 7 H. Hultsch (Hrsg.): "Optische Telekommunikationssysteme", Damm-Verlag, 1996
- 8 T. Izuhara, J. Fujita, A. Radojevic, R. Gerhardt, L. Eldada: "Chip-Scale Fully Reconfigurable Optical Add/Drop Multiplexing Subsystem in Polymer Microphotonic Circuits", *Proc. of SPIE*, Vol.5515, S.13-23
- 9 L. Eldada: "Polymer microphotronics", *Proc. of SPIE*, Vol.5225, 2003, S.49-60
- 10 "Optische Kommunikationstechnik", E. Voges, K. Petermann (Hrsg.), Springer Verlag, 2002
- 11 S. E. Miller: "Integrated optic: an Introduction", *Bell Syst. Tech. J.*, Vol. 48, 1969, S.2059-2069
- 12 L. Eldada: "Telecom optical componentry: past, present, future", *Proc. of SPIE*, Vol.4604, 2001, S. 1-15
- 13 R. Ulrich, H. P. Weber, E. A. Chandross, W. J. Tomlinson, E. A. France: "Embossed Optical Waveguides", *Applied Physics Letters*, Vol. 20, No. 6, 1972, S. 213ff
- 14 E. A. Chandross, C. A. Pryde, W. J. Tonlinson, H. P. Weber: "Photolocking - A new technique for fabricating optical waveguide circuits", *Applied Physics Letters*, Vol. 24, No. 2, 1974, S. 72 ff
- 15 M. B. J. Diemeer, J. J. Brons, , E. S. Trommel: "Polymeric optical waveguide switch using the thermo-optic effect", *Journal of Lightwave Technology*, Vol. 7, 1989, S. 449ff

- 16 G. R. Möhlmann, W. H. Horsthuis, H. W. Mertens, M. B. Diemeer, F. M. Suyten, B. Hendriksen, C. Duchet, P. Fabre, C. Brot, J. M. Copeland, J. R. Mellor, E. van Tomme; P. van Daele, R. G. Baets: "Optically nonlinear polymeric devices", Proc. SPIE, Vol. 1560, S. 426 ff
- 17 H. Bleich: "Bosse der Fasern", c't Nr.07, 2005
- 18 "T-Com will Telefon-Festnetz komplett auf Internet umstellen", Technology Review, 17.01.2004
- 19 "Digitale Konvergenz: Klasse statt (Werbe)Masse", Pressemeldung, Deloitte & Touche GmbH, 11.09.2005
- 20 A. Lindstrom: "IPTV puts its stamp on access infrastructure", FibreSystemsEurope / Lightwave Europe, October 2005
- 21 "IPTV Set to Skyrocket: 53.7 M Subscribers, \$44B in Service Revenue by 2009", Pressemeldung, Infonetics Research, 14.11.2005
- 22 www.slingmedia.com
- 23 <http://www.microsoft.com/windows/windowsmedia/9series/player.aspx>
- 24 S. Garfinkel: "Peer-to-Peer jenseits von Datei-Tauschbörsen", Technology Review, 13.10.2004
- 25 <http://lionshare.its.psu.edu>
- 26 T. Freeman: "ECOC 2004: is now the time for a return to growth?", FibreSystemsEurope, Nr. 10, 2004
- 27 www.gmx.de
- 28 www.lund1.de
- 29 "Microsoft plant angeblich Online-Speicherdienst", heise-online, 21.4.2006
- 30 F.J. Pfreundt, A. Gerber: "Rechnen Sie doch einfach, wo Sie wollen...", Newsletter der IuK-Gruppe Nr.4, Fraunhofergesellschaft, 2004
- 31 <http://setiathome.berkeley.edu/>
- 32 J. Roach: "Spare PC Power Aids Climate Scientists", National Geographic, 26.01.2005
- 33 www.telegeography.com
- 34 "Telecoms finally sees turnaround", Laser2005 - World of photonics, Institute of physics, 2005
- 35 H. Bleich: "Was aus der Boom-Zeit übrig blieb", c't Magazin, Nr.13/02, Heise-Verlag, 2002
- 36 "Lucent verbucht Gewinneinbruch im dritten Quartal", heise-online,

26.07.2006

- 37 N. Savage: "Too much fiber?", Optics & Photonics News, No.03, 2002
- 38 "OFC 2002: interesting products, but for which market?", Micronews No.2, Yole Développement, 2002
- 39 J. Hecht: "OFC - After the bubble", Optics & Photonics News, No.05, 2002
- 40 J.-X. Cai, M. Nissov, A. N. Pflipetskii, A. J. Lucero, C. R. Davidson, D. Foursa, H. Kidorf, M. A. Mills, R. Menges, P. C. Corbett, D. Sutton, N. S. Bergano; "2.4 Tb/s (120 times 20 Gbit/s) transmission over transoceanic distance using optimum FEC overhead and 48 % spectral efficiency", OFC 2001 Anaheim, CA, 2001, S. PD20-1ff
- 41 "Telecomausrüster Alcatel und Lucent fusionieren", heise-online, 02.04.2006
- 42 "Ericsson übernimmt britischen Konkurrenten Marconi", heise-online, 25.10.2005
- 43 "Solid growth for JDSU's communications group", Micronews, No. 34, May 2005
- 44 "Corning to Present 2005 Optical Fiber Market Overview", Pressemitteilung, Corning, 7.3.2006
- 45 "Optical long haul recovers in 2005 with 32 % gain", Pressemitteilung, Infonetics Research, 27.02.2006
- 46 "Marconi baut erstes europäisches optisches Netz mit 40 GBit/s", Pressemitteilung, Marconi, 27.1.2005
- 47 "T-Com baut interkontinentale Kommunikationsplattform konsequent aus", Pressemitteilung, T-Com, 26.5.2006
- 48 A. Lindstrom: "FTTP deployments: US carriers take the plunge", FibreSystemsEurope, No.06, 2004
- 49 F. Grünberg: "Lichtjahre voraus", Technology Review, März 2006
- 50 "PON Equipment Hits \$525M in 2004, Grows 310% by 2008", Pressemitteilung, Infonetics Research, 6.4.2005
- 51 "Study sees FTTH subscribers up 70%", Micronews, April 2006
- 52 P.J. Fay: "Cabled fiber: growth is back, with new drivers", FibreSystemsEurope, Nr.6, 2005, S. 19f
- 53 M. Kölling: "Japan auf dem Weg zur 'Ubiquitous Economy' ", Technology Review, 4.7.2006
- 54 S. Hardy: "PLC devices arrayed for wider application", FibreSystemsEurope, Nr.09, 2004

- 55 B. Schwan: "Die andere Seite des Breitband-Internet", Technology Review, 15.07.2004
- 56 "France Telecom startet Pilotprojekt für schnelles Internet über Glasfaser", heise-online, 26.07.2006
- 57 J.-H. Kim, A. Neyer: "Design and Simulation of Polymeric Waveguide Devices Fabricated by Replication Technologies", Journal of Optical Communications, Vol. 17, No.5, 1996, S.172-178
- 58 E.A.J. Marcatili: "Slab-Coupled Waveguides", The Bell System Technical Journal, Vol.53, No.4, 1974, S. 645-674
- 59 R.A. Soref, J. Schmidtchen, K. Petermann: "Large single-mode rib waveguides in GeSi-Si and Si-on-SiO₂", IEEE Journal of Quantum Electronics, Vol. 27, Issue 8, 1991, S. 1971 - 1974
- 60 G. Fischbeck, R. Moosburger, M. Töpfer and K. Petermann: "Design concept for singlemode polymer waveguides", Electronics Letters, Vol. 32, No. 3, 1996, S.212-213
- 61 R. Moosburger and K. Petermann: "4 x 4 Digital Optical Matrix Switch Using Polymeric Oversized Rib Waveguides", IEEE Photonics Technology Letters, Vol. 10, No. 5, 1998, S.684-686
- 62 G. Pompe: "Thermo-optische Schalter in polymerer Abformtechnik", Promotionschrift, Universität Dortmund, Cuvillier Verlag Göttingen, 2000
- 63 E. J. Murphy (Ed.): "Integrated Optical Circuits and Components", Marcel Dekker Inc., New York & Basel, 1999, S.182-186
- 64 B. Buchhold: "Integriert-optische Wellenlängenmultiplexer in Glas für WDM-Systeme", Fortschrittsberichte, VDI Reihe 10, Nr.545, 1998
- 65 L. Shacklette: "Polymers in the lightpath", Optics & Photonics News, November 2004, S.22ff
- 66 L. Eldada, W. Shacklette: "Advances in Polymer Integrated Optics", IEEE Journal of selected topics in quantum electronics, Vol.6, No.1, 2000, S.54-68
- 67 M. Jöhnck: Polyacrylate und Polylactone für Anwendungen in einmodigen, integriert optischen, passiven Wellenleitern, Dissertation, Universität Dortmund, 2000
- 68 M. Yamada: "Overview of Wideband Optical Fiber Amplification Technologies", NTT Technical Review, Vol.2, No.12, 2004, S.34-37
- 69 L. Eldada: "Telcordia qualification and beyond: reliability of today's polymer photonic components", Proceedings of SPIE Vol. 5724, 2005, S. 96-106
- 70 L. Shacklette, R. Blomquist, J. Deng, P. Ferm, M. Maxfiel, J. Mato, P. Jiang, K. Killian, K. Beeson, H. Zou: "Polymer Waveguides and Device

- Applications", Proceedings OFC, Vol.1, 2003, S.323 f.
- 71 Dominique Bosc, Philippe Grosso, Isabelle Hardy, Imane Assaid, Thomas Batté, Séverine Haesaert, Bruno Vinouze: "High refractive index contrast in a photosensitive polymer and waveguide photo-printing demonstration", Optics Communications, Vol. 235, 2004, S.281-284
- 72 W.H.G. Horsthuis, R. Lytel: "Prospects for integrated optic polymer components", Proc. ECIO'95, Delft, Paper Tu A2, 67-72, 1995
- 73 W. J. Tomlinson, I. P. Kaminow, E. A. Chandross, R. L. Fork, W. T. Silfvast: "Photoinduced refractive index increase in poly(methylmethacrylate) and its applications", Applied Physics Letters, Vol. 16, Number 12, 1970, S.486 ff.
- 74 D. G. Rabus, P. Henzi, J. Mohr, "Photonic Integrated Circuits by DUV-Induced Modification of Polymers", IEEE Photonics Technology Letters, Vol.17, No.3, 2005, S. 591-593
- 75 W.F.X. Frank, B. Knödler, A. Schösser, T.K. Stempel, T. Tschudi, F. Linke, D. Muschert, A. Stelmaszyk, H. Strack: "Waveguides in polymers", SPIE 2290, 125-132, 1994.
- 76 K. Seongku, K. Geary, H. R. Fettermann: "Push-pull electro-optic polymer modulators based on photo-bleaching induced waveguides and dual-driving electrodes", Journal of Nonlinear Optical Physics & Materials, Vol.3, No.3&4, 2004, S.405 ff
- 77 T. Hattori, T. Shibata, S. Onodera, T. Kino: "Thermo-optically Tenable Wavelength Filter with Permanent Refractive Index Grating into Ago-Polymer Waveguide", Japanese Journal of Applied Physics, Vo. 43, No.4A, 2004, S.1492-1495
- 78 M.B.J Diemeer, P.M.C. De Dobbelaere, M.C. Flipse: "Polymeric thermo-optic waveguide switches for optical communications", Proc. Plastics in Telecommunications VIII, London, S.18-27, 1998
- 79 N. Keil, H.H. Yao, C. Zawadzki, Proc. of POF '96, 1996, S.138-145
- 80 B.L. Booth: "Polymers for optical interconnects", Proc. OFC'95, San Diego, Kalifornien, 1995, S. 252-275
- 81 N. Keil, H.H. Yao, C. Zawadzki, B. Strebel: "Space-switching at 1.55 μm using thermo-optic tunable polymer waveguide devices", EFOC & N, 1994, S.102-105
- 82 N. Keil, H.H. Yao, C. Zawadzki: "(2x2) digital optical switch realised by low cost polymer waveguides technology", Electronics Letters, Vol.32, No.16, 1996, S.1470 f

- 83 B. L. Booth: "Low Loss Channel Waveguides in Polymers", Journal of Lightwave Technology, Vol.7, No. 10, 1989
- 84 N. Keil, B. N. Strebel, H. Yao; C. Zawadzki, W.Y. Hwang: "Optical polymer waveguide devices and their applications to integrated optics and optical signal processing", Proc. SPIE Vol. 1774, S. 130-141, 1993
- 85 N. Keil, H.H. Yao, C. Zawadzki: "Polymer waveguide optical switch with <-40 dB polarisation independent crosstalk", Electronics Letters, Vol. 32, No.7, 1996, S.655f
- 86 Y. O. Noh, M.-S. Yang, YH. Won, W.-Y. Hwang: "PLC-type variable optical attenuator operated at low electrical power", Electronics Letters, Vol.36, No.24, 2000, S.2032 f.
- 87 S.-K. Kim, H. Zhang, D.H. Chang, C. Zhang, C. Wang, W.H. Steiter, H.R. Fetterman: "Electrooptic Polymer Modulators With an Inverted-Rib Waveguide Structure", IEEE Photonics Technology Letters, Vol. 15, No.2, 2003, S.218-220
- 88 N. Keil, H.H. Yao, C. Zawadzki: "Athermal polarisation-independent arrayed-waveguide gratin (AWG) multiplexer using an all-polymer approach", Applied Physics B, Vol. 73, 2001, S. 619-622
- 89 R. Moosburger, G. Fischbeck, C. Kostrzewa, M. Töpper, K. Petermann: "Integrated Thermo-Optical Switch Based on Polymer Rib Waveguides", MICRO SYSTEM, Technologies '96, 1996, S.543 - 548
- 90 C. Kostrzewa, R. Moosburger, G. Fischbeck, B. Schüppert, K. Petermann: "Tunable polymer optical add/drop filter for multiwavelength networks", IEEE Photonics Technology Letters, Vol. PTL-9(11), 1997, S. 1487-1489
- 91 L. Eldada: "Polymer integrated optics: promise vs. practicality", Proc. of SPIE, Vol. 4642, 2002, S.11-22
- 92 Pressemitteilungen DuPont Photonics, 14. & 23. Februar, 2006
- 93 www.gemfire.com
- 94 <http://www.photonics.dupont.com/>
- 95 T. Hanemann, H. Ulrich, R. Ruprecht, J.H. Hausselt: "Micromolding of polymer waveguides", Proc. of SPIE, Vol.3799, 1999, S.225-229
- 96 C.-G. Choi: "Fabrication of optical waveguides in thermosetting polymers using hot embossing", Journal of Micromechanics and Microengineering, Vol. 14, 2004, S.945-949
- 97 A. Neyer, T. Knoche, L. Müller: "Fabrication of low loss polymer waveguides using injection moulding technology, Electronics Letters, Vol.29, No.4, 1993, S.399-400

-
- 98 G. Pompe, S. Lehmacher, S. Rudolph, S. Kalveram, M. Jöhnck, A. Neyer: "Passive fibre alignment to single mode plastic waveguides fabricated by injection moulding", Proceedings of SPIE, "Polymer Photonic Devices", Vol. 3281, San Jose, California, 1998
- 99 Y. Ishida, K. Hayamizu, H. Hosokawa: "Replicated Polymer Waveguide for Access Applications", Proceedings of OFCNFOEC 2006, OWF4
- 100 Yanyi Huang, George T. Paloczi, Jacob Scheuer, and Amnon Yariv: "Soft lithography replication of polymeric microring optical resonators", Optics Express, Vol. 11, Nr.20, 2003, S.2452 ff
- 101 J. Mohr, U. Hollenbach, A. Last, U. Wallrabe: "Polymer technologies: a way to low-cost micro-optical components and systems", Proc. of SPIE, Vol. 5453, 2004
- 102 D. A. Chang-Yen, B. K. Gale: "Integrated Optical Sensors Fabricated Using PDMS Waveguides on a PDMS Substrate", Proc. of SPIE, Vol. 5345, 2004, S.98-107
- 103 S. Kopetz, E. Rabe, W. J. Kang, A. Neyer: "Polysiloxane optical waveguide layer integrated in printed circuit board", Electronics Letters, Vol. 40, No.11, 2004
- 104 S. Kopetz, E. Rabe, A. Neyer: "High-temperature stable flexible polymer waveguide laminates", Electronics Letters, Vol. 42, No.11, 2006, S.668-669
- 105 J. T. Kim, C.-G. Choi: "Integration of a polymeric planar-lightwave-circuit chip based on a polymer microsystem and a UV imprint technique", Journal of Micromechanics and Microengineering, Vol.15, 2005, S. 1140-1146
- 106 J. T. Kim, C.-G. Choi, Hee-Kyung Sung: "Polymer Planar-Lightwave-Circuit-Type Variable Optical Attenuator Fabricated by Hot Embossing Process", Vol. 27, 2005, S.122-125
- 107 J. T. Kim, C.-G. Choi: "Polymeric PLC-type thermo-optic optical attenuator fabricated by UV imprint technique", Optics Communications, Vol. 257, 2006, S.72-75
- 108 "TPX - Methylenpolymer", Produktinformation Mitsui Chemicals
- 109 H. Saechtling: "Kunststoffaschenbuch", 26. Ausgabe, 1995
- 110 'Wacker RTV-2 Siliconkautschuke', Produktbroschüre der Firma Wacker Silicones
- 111 'Elastosil RT 601', Datenblatt der Firma Wacker Silicones
- 112 'Elastosil RT 604', Datenblatt der Firma Wacker Silicones
- 113 'Wacker H-Siloxan', Datenblatt der Firma Wacker Silicones

-
- 114 'Silikone für die Medizintechnik, Technische Silikone, für die Luft- und Raumfahrttechnik', Produktkatalog der Firma Polytec
- 115 Webpräsenz der Firma Wacker: <http://www.wacker.com>
- 116 Webpräsenz der Firma GE-Silicones: <http://www.gesilicones.com>
- 117 Webpräsenz der Firma Dow Corning: <http://www.dowcorning.com>
- 118 Webpräsenz der Firma Polytec: <http://www.polytec.com>
- 119 Webpräsenz der Firma Delo: <http://www.delo.de>
- 120 Webpräsenz der Firma Masterbond: <http://www.masterbond.com>
- 121 Jason P. Rolland et al.: "Solvent-Resistant Photocurable "Liquid Teflon" for Microfluidic Device Fabrication", J. AM. CHEM. SOC. 2004, Vol. 126, S. 2322-2323
- 122 Webpräsenz der Firma Solvay Solexis: <http://www.solvaysolexis.com>
- 123 Datenblätter Solvay Solexis
- 124 M. Maluck: "Einmodige Polymerwellenleiter und Wellenleiterkomponenten in Abformtechnik für die optische Nachrichtentechnik", Diplomarbeit am AG MST, Universität Dortmund, 1999
- 125 P. Henzi, D. G. Rabus, K. Bade, U. Wallrabe, J. Mohr: "Low Cost Single Mode Waveguide Fabrication Allowing Passive Fiber Coupling using LIGA and UV flood exposure", Proc. of SPIE, Vol. 5454, 2004, S.64-74
- 126 "DuPont Photonics' integrated VOA array passes Telcordia qualifications", Micronews No.30, Yole Développement, 2004
- 127 J.-H. Kim: "Modellierung und numerische Simulation integriert-optischer Schaltungen", Dissertation, Universität Dortmund, 1994
- 128 R. Klein, A. Neyer: "Silicon micromachining for micro-replication technologies", Electronics Letters, Vol. 30, Nr.20, 1994, S.1672-1673
- 129 P. C. Lee, "Numerische Simulation integriert-optischer Wellenleiter", Dissertation, Universität Dortmund, 1993

10 Abkürzungen und Markennamen

Ablelux ®	Optischer Kleber. Hersteller: Ablestik, Kalifornien
AG MST	Arbeitsgebiet Mikrostrukturtechnik, Universität Dortmund
AR	Aspektverhältnis (aspect ratio)
AV	Aspektverhältnis (= AR)
AWG	Arrayed-Waveguide-Grating
BCB	Bencocyclobuten (Dow Chemical)
BD	Blueray Disc
BPM	beam-propagation-method
CD	Compact Disc
CDDA	Compact Disc Digital Audio
CTE	Coefficient of thermal expansion (Thermischer Ausdehnungskoeffizient)
Darocur 1173™	2-Hydroxy-2-methyl-1-phenylpropan-2-on (Photoinitiator) Hersteller: Ciba-Geigy
DSC	Differential Scanning Calorimetry
DUV	Deep Ultra Violet
DVD	Digital Versatile Disc
EGDMA	Ethylenglycoldimethacrylat
EDFA	Erbium doped fiber amplifier
ftp	file transfer protocol
FTTC	Fiber to the curb
FTTH	Fiber to the home
HD DVD	High Definition Digital Versatile Disc
http	hypertext transfer protocol
IP	Internet Protocol
IPTV	Internet Protocol Television
IR	Infrarot
LAN	Local Area Network
MAN	Metropolitean Area Network

MMI	Multimode-Interferenz
Mylar™	Polyethylenterephthalat-Folie (Hersteller DuPont)
n_D	Brechungsindex bei 589 nm
NIR	Nahinfrarot
NMR	Kernresonanzspektroskopie
Ormocer™	organisch-anorganisches Copolymer
P2P	= PTP
PC	Polycarbonat
PDL	Polarisation dependent loss
PFCB	Perfluorocyclobutan
PFPE	Perfluoropolyether
PFPPMA	2-Methylpropensäurepentafluorphenylester (Pentafluorphenylmethacrylat)
PLC	Planar Lightwave Circuit
PMMA	Polymethylmethacrylat (Plexiglas®)
PMP	Poly-2-methylpenten (siehe TPX™)
POF	Polymer optische Faser
PON	Passive optical network
PTP	Peer-to-Peer = P2P
REM	Rasterelektronenmikroskop
RI	Refractive Index - Brechungsindex
RIE	Reaktives Ionenätzen (reactive ion etching)
RNF	refractive near field
RT	Raumtemperatur
SIGA	Silizium-Galvanik-Abformung (Verfahren der Mikrostrukturtechnik)
TFML	3-Methylen-5-trifluormethyldihydrofuran-2-on (α -Methylen- γ -trifluormethyl- γ -butyrolacton)
T_g	Glasübergangstemperatur
TOC	Thermo-optic coefficient , Thermo-optischer Koeffizient
TPX™	Granulares Polymethylpenten (PMP) Hersteller: Mitsui Chemicals, Japan

TGA	Thermogravimetrische Analyse
VOA	Variable optical attenuator
VoD	Video on Demand
VoIP	Voice over IP (Internet-Telefonie)
WL	Wellenleiter

11 Lebenslauf

Name:	Matthias Maluck	
Geburtsdatum:	24.09.1970	
Geburtsort:	Olsberg	
Familienstand:	ledig	
Staatsangehörigkeit:	deutsch	
Wohnort:	Itzehoe	
Schulbildung:	08.1976- 07.1980:	Grundschule St. Martin, Bigge-Olsberg
	08.1980- 07.1990:	Gymnasium Petrinum, Brilon Abschluss: Allgemeine Hochschulreife
Zivildienst:	08.1990- 09.1991:	Werkstätten für Behinderte, Bigge-Olsberg
Studium:	10.1991- 12.1999:	Diplom-Physik, Universität Dortmund Abschluss: Diplom-Physiker
Berufliche Laufbahn:	02.2000- 03.2000:	Harting Elektro-optische Bauteile
	04.2000- 03.2005:	Wissenschaftlicher Angestellter, Arbeitsgebiet Mikrostrukturtechnik, Universität Dortmund
	10.2005- 12.2006	SMI GmbH, Itzehoe