

### 3. Stand der Forschung

#### 3.1 Mixed-Oxide-Keramiken im System PZT

Die Eigenschaften von piezoelektrischen Keramiken werden stark durch die zugrundeliegenden Herstellungsverfahren beeinflusst. Die Materialzusammensetzung der Piezokeramik ist prinzipiell einfach zu kontrollieren; das Eigenschaftsprofil der gesinterten Keramik hängt jedoch in starkem Maße von den Details des Herstellungsprozesses ab. Besonders deutlich ist diese Abhängigkeit bei Keramiken im System Bleizirkonat-Bleititanat (PZT) zu beobachten. Aus diesem Grunde wurde dem Herstellungsprozeß dieses Materiales seit der Entdeckung seiner piezo- und ferroelektrischen Eigenschaften zu Beginn der 50er Jahre große Bedeutung beigemessen [Hae99].

##### 3.1.1. Kalzinierung

Rohstoffe für industriell hergestellte PZT-Keramiken sind im Normalfall die Oxide  $PbO$ ,  $TiO_2$  und  $ZrO_2$ , sowie die Oxide der entsprechenden Dotierungen. Bei Substitution durch Erdalkalielemente können auch die entsprechenden Karbonate Verwendung finden. Die Aufbereitung der Edukte erfolgt nach den üblichen, in der keramischen Industrie benutzten Verfahren. Nach der Einwaage des Versatzes wird die Homogenisierung der Komponenten durch Mahlen in Trommel-Kugelmühlen erreicht. Danach folgt mit der Kalzinierung ein erster thermischer Aufarbeitungsschritt, der zu einer Vorreaktion der Edukte führen soll.

Während des Kalzinierens der Vorstufen findet in der Regel bei Temperaturen bis zu ca.  $400\text{ }^\circ\text{C}$  eine lineare Expansion der Edukt-Partikel statt, an die sich eine Festphasenreaktion zu dem gewünschten Produkt im Temperaturbereich zwischen  $400$  und  $750\text{ }^\circ\text{C}$  anschließt. Im Temperaturintervall zwischen  $750$  und  $850\text{ }^\circ\text{C}$  erfolgt dann eine lineare Schwindung der gebildeten PZT-Kristallite. Korngrößenwachstum setzt ab Temperaturen oberhalb von  $800\text{ }^\circ\text{C}$  ein.

Aufgrund der Tatsache, daß der Kalziniervorgang und die dabei gewählten Temperaturen einen entscheidenden Einfluß auf die Enddichte der gesinterten Keramik und auf ihre piezo- und ferroelektrischen Eigenschaften besitzt, wurde der Bildungsmechanismus von PZT-Mixed-Oxide-Keramiken von verschiedenen Autoren untersucht. Ein Vergleich der Arbeiten zeigt, daß unterschiedliche Ansichten über die Bildungsabfolge von Zwischenprodukten und das Auftreten einer  $PbZrO_3$ -Zwischenphase bestehen. Ein Vergleich der publizierten Reaktionsabfolgen für das System PZT ist in Tabelle 3.1-1 gegeben.

Tabelle 3.1-1 Vergleich der Reaktionsabfolge für die Bildung von PZT über die Mixed-Oxide-Route

[Mor64] [Ges65]	[Mat65]	[Spe69] [Han81]	[Ohn73]	[Hir83]
P + Z + T	P + Z + T	P + Z + T	P + Z + T	P + Z + T
P T	PT	PT	PT + PZ	PT
$(PT + Z)_{ss}$	PT + P + T + Z	$(PT + P + Z + T)_{ss}$	PZT	PT + PZ + Z + P
PZT	$PT + (PZ_x T_{1-x})$	PT + $P_{ss}$		$PZT_{Ti\text{-reich}} + PZ + PT$
	PZT	PZT		PZT

Übereinstimmend wird von fast allen Bearbeitern als erster Reaktionsschritt die Bildung von  $\text{PbTiO}_3$  (PT) aus  $\text{PbO}$  und  $\text{TiO}_2$  für Zusammensetzungen im Bereich des morphotropen Phasenüberganges angenommen [Jaf71 und Xu91]. Abweichend davon wiesen Untersuchungen von Ohno [Ohn73] auf die gleichzeitige Entstehung von  $\text{PbTiO}_3$  und  $\text{PbZrO}_3$  (PZ) hin. Yamaguchi und Bearbeiter [Yam76] berichteten, daß die Bildung von  $\text{PbZrO}_3$  als erste Phase nur unter ganz besonderen Präparationsbedingungen erfolgt. Gleiches zeigten Untersuchungen von Venkataramani und Biggers [Ven80], die nur bei der Verwendung von  $\text{ZrO}_2$  mit Korngrößen im Submikrometerbereich als Edukt, die Bildung einer  $\text{PbZrO}_3$ -Zwischenphase nachweisen konnten. Von den Autoren wird dies auf die höhere Sinteraktivität des  $\text{ZrO}_2$  Eduktes zurückgeführt.

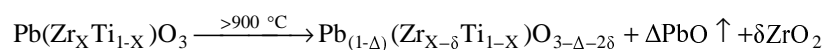
Nach Mori und Mitarbeiter [Mor64] und Gesemann und Neels [Ges65] bildet sich als erstes Reaktionsprodukt  $\text{PbTiO}_3$ , welches dann durch weitere Reaktion mit  $\text{ZrO}_2$  einen einheitlichen PZT-Mischkristall  $(\text{PT} + \text{Z})_{\text{ss}}$  ausbildet. Dagegen geht der Reaktionsmechanismus von Matsuo und Sasaki [Mat65] davon aus, daß nach der Bildung von  $\text{PbTiO}_3$  ein Teil dieses Produktes mit dem verbleibenden  $\text{PbO}$  und  $\text{ZrO}_2$  zu einer neuen  $\text{ZrO}_2$ -reichen PZT-Phase  $(\text{PZ}_x\text{T}_{1-x})$  reagiert. Erst in einem letzten Schritt erfolgt die Bildung des PZT-Mischkristalles mit der durch die Einwaage vorgegebenen Stöchiometrie.

Messungen von Speri [Spe69] zeigten Hinweise für das Auftreten einer intermediären  $\text{PbO}$ -reichen Phase mit geringen Anteilen von  $\text{TiO}_2$  und Spuren von  $\text{ZrO}_2$   $(\text{PT} + \text{P} + \text{Z} + \text{T})_{\text{ss}}$ . Eine analoge Phasenausbildung  $(\text{PT} + \text{P} + \text{Z} + \text{T})_{\text{ss}}$  wurde auch von Hankey und Biggers [Han81] beschrieben, die quantitative Daten für die Zusammensetzung dieser Phase vorstellten. Die letzte Phase der Bildung von PZT ist in diesen Arbeiten nur teilweise diskutiert; es ist nicht ersichtlich, inwieweit die beschriebene intermediäre  $\text{PbO}$ -reiche Phase die Eigenschaften der resultierenden Keramik beeinflusst. Weitere Untersuchungen in dieser Richtung wurden von Chandratreya und Mitarbeiter [Cha81] vorgenommen. Sie diskutierten, daß die Diffusion von  $\text{Pb}^{2+}$ ,  $\text{Ti}^{4+}$ - und  $\text{Zr}^{4+}$ -Ionen zu einem Mischkristall mit der erwünschten Zusammensetzung und Homogenität führt. Röntgenographische Daten, die diese letzten Stadien der Reaktion zu PZT beschreiben, wurden nicht vorgestellt.

Anhand von röntgenographischen Untersuchungen an Mixed-Oxide-Pulvern, die bei verschiedenen Temperaturen und Zeiten kalziniert wurden, nahmen Hiremath und Mitarbeiter [Hir83] an, daß nach Bildung von  $\text{PbTiO}_3$  nur bei der Verwendung von nicht agglomeriertem  $\text{ZrO}_2$  mit einer Korngröße  $< 1,5 \mu\text{m}$  das Auftreten einer  $\text{PbZrO}_3$ -Phase beobachtet werden kann. Bei der Verwendung von agglomeriertem Material oder bei größeren Korngrößen erfolgt die direkte Reaktion von  $\text{PbTiO}_3$  mit  $\text{ZrO}_2$  zu einem  $\text{TiO}_2$ -reichem PZT-Mischkristall  $(\text{PZT}_{\text{Ti-reich}})$ . Dieser reagiert mit den anderen während der Reaktionsabfolge ausgebildeten Zwischenphasen in einem letzten Schritt zu einem homogenen PZT-Mischkristall.

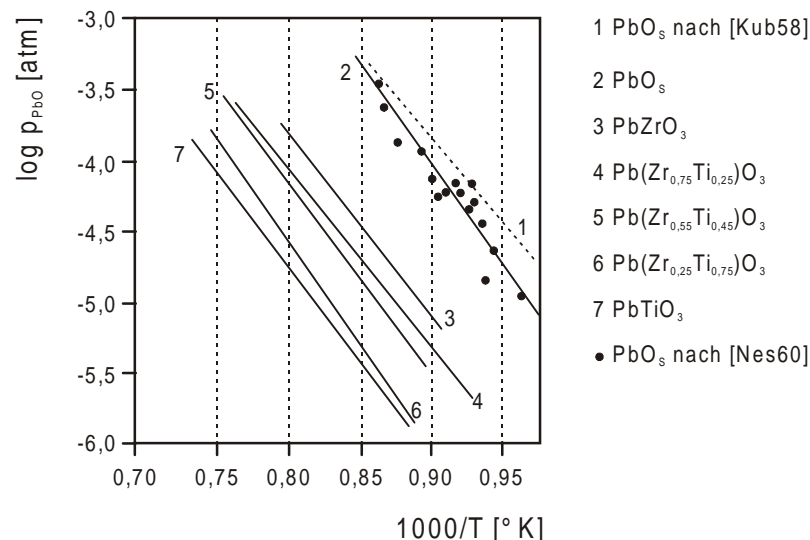
### 3.1.2. Besonderheiten bei der Sinterung von PZT-Keramiken

Zur Einstellung eines homogenen Korngefüges in der Keramik erfolgt nach der Kalzinierung und der Formgebung die Sinterung. Durchgeführt wird dieser Prozeßschritt im Normalfall bei Temperaturen zwischen  $1100 \text{ }^\circ\text{C}$  und  $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ . Die Zersetzung der zuvor gebildeten Mischkristalle bei Temperaturen oberhalb  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  gemäß der Formel von Saha und Agrawal [Sah92]



ist dabei eine Besonderheit, die bei der Sinterung von PZT-Keramiken auftritt. Das freigesetzte PbO kann aufgrund seines Schmelzpunktes von 884 °C und des damit verbundenen hohen PbO-Partialdruckes aus der Probe verdampfen. Die resultierende Keramik besitzt dann ein PbO-Defizit - bezogen auf die PZT-Stöchiometrie - von typischerweise 2-3 Mol-% und zeigt schlechte piezo- und ferroelektrische Eigenschaften. So kann z.B. der radiale Kopplungsfaktor bei Keramiken mit einem eingewogenen Zr/Ti-Verhältnis im Bereich der morphotropen Phasengrenze durch PbO-Verluste während der Sinterung deutlich erniedrigt sein. Erklärt werden kann die Verschlechterung der piezo- und ferroelektrische Eigenschaften zum einen durch eine relative Anreicherung der PbTiO<sub>3</sub>-Komponente im PZT-Mischkristall nach der oben vorgestellten Formel [Fer95, Mou83 und Web65]. Gemäß dieser Reaktionsgleichung entfernt sich das Zr/Ti-Verhältnis der Keramik durch die PbO-Verdampfung aus dem angestrebten Zusammensetzungsbereich an der morphotropen Phasengrenze, an der PZT-Keramiken ihre optimalen di- und piezoelektrischen Eigenschaften aufweisen. Eine weitere Erklärungsmöglichkeit ist durch die vom PbO-Gehalt in der Endzusammensetzung beeinflusste Defektstruktur von PZT-Keramiken gegeben. Durch einen unterstöchiometrischen PbO-Gehalt kommt es zu einer erhöhten Anzahl an Leerstellen. Diese können dann - wie in Kapitel 2.7 und 2.9 beschrieben - die piezo- und ferroelektrischen Eigenschaften der Keramik verändern.

Aufgrund der beschriebenen Auswirkungen von PbO-Verlusten während der Sinterung auf die piezo- und ferroelektrischen Eigenschaften der PZT-Keramik ist eine Regulierung des Bleihaushaltes während des Sintervorganges unumgänglich. So erfolgt die Sinterung von PZT-Keramiken in einem geschlossenen System, in dem zusätzlich durch zwei weitere Möglichkeiten der PbO-Partialdruck gezielt eingestellt werden kann. Eine Möglichkeit stellt ein PbO-Überschuß in der Ausgangsstöchiometrie der Proben dar, der den während der Sinterung auftretenden PbO-Verlust kompensiert. Zum anderen kann aber auch durch die Verwendung eines Puffersystems ein definierter PbO-Partialdruck im Sinterkasten eingestellt werden, der dem PbO-Verlust aus der Probe entgegenwirkt.



**Abbildung 3.1-1: PbO-Partialdruck nach Härdtl und Rau [Här69]. Mitaufgeführt sind Meßwerte von Nesmeyanov und Mitarbeitern [Nes60] sowie thermodynamisch abgeleitete Werte nach Kubaschewski und Evans [Kub58].**

Voraussetzung für die Verwendung von Puffersystemen oder eines PbO-Überschusses zur Kontrolle des PbO-Haushaltes ist eine genaue Kenntnis des PbO-Partialdruckes. Quantitative Messungen des PbO-Partialdruckes von PbO, PbZrO<sub>3</sub>, PbTiO<sub>3</sub> bzw. PZT in Abhängigkeit von der Temperatur

wurden von verschiedensten Autoren durchgeführt [Här69, Hol73, Kub58 und Nes60]. Die Messung des PbO-Partialdruckes erfolgte dabei entweder mittels Knudsen-Effusion-Methode oder aber über die Verdampfung von einer freien Oberfläche einer Probe in Vakuum. Die mittels der unterschiedlichen Methoden ermittelten Meßwerte decken dabei ein Temperaturintervall von 750 bis 1150 °C ab (Abbildung 3.1-1).

Ein weiteres Problem, das besonders bei der Herstellung von PZT-Keramiken über die Sol-Gel-Route auftreten kann, ist die Bildung einer nicht ferroelektrischen Pyrochlorphase [Bud85, Car91, Kwo93 und Kit98]. Da die Bildung dieser Phase stark von der Ausgangszusammensetzung, dem Herstellungsverfahren und den Temperaturbedingungen während der Sinterung abhängig ist, werden in der Literatur zwei unterschiedliche Bildungsmechanismen diskutiert. Zum einen bildet sich nach Malic und Mitarbeitern [Mal99] die Pyrochlorphase bei niedrigeren Temperaturen aus, als die Perowskitphase, so daß ein Bildungsmechanismus für die PZT-Phasen über die Pyrochlorphase vorgeschlagen wird. Zum anderen wird auch eine gleichzeitige Bildung der Perowskitphase und der Pyrochlorphase angenommen [Car91], wobei durch eine längere Auslagerungszeit und eine langsamere Aufheizrate das Auftreten einer Pyrochlorphase vermieden werden kann. Gleiches wurde auch von Polli und Mitarbeitern [Pol00] bestätigt, die bei längeren Haltezeiten und Temperaturen von 600 °C die alleinige Existenz von PZT und das Fehlen einer pyrochlorartigen Nebenphase feststellen konnten. Unterstützt wird dieser Befund durch Arbeiten von Cho [Cho97] sowie Reaney und Mitarbeitern [Rea99], die bei der thermischen Auslagerung von Sol-Gel-PZT- bzw. PLZT-Schichten, die Existenz einer Pyrochlorphase nur bei Herstellungstemperaturen unterhalb von 600 °C beobachten konnten.

### 3.1.3. Sinterung von PZT-Keramiken: Kontrolle des PbO-Partialdruckes

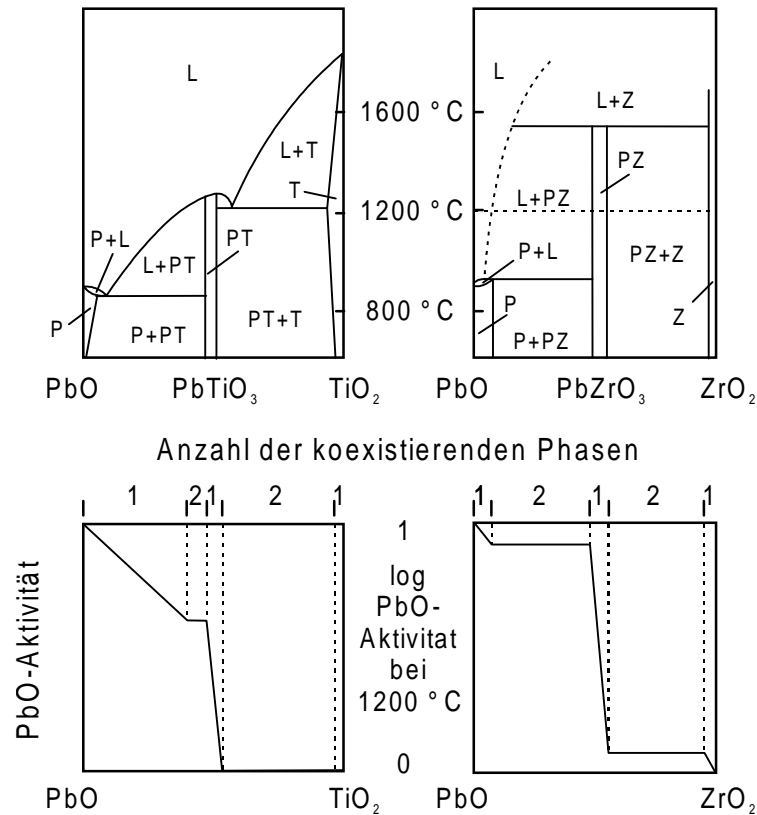
Grundlegende Arbeiten über den Einfluß des PbO-Partialdruckes während der Sinterung von PZT-Keramiken wurden von Atkin und Fulrath [Atk71] und Holman und Fulrath [Hol73 und Hol72] sowie Kingon und Clark [Kin83a+b] durchgeführt.

In ihrer Arbeit zeigten Atkin und Fulrath [Atk71], daß es besonders günstig ist, eine PZT-Keramik mit einem Puffersystem zu sintern, das einen festen PbO-Partialdruck über einen weiten PbO-Zusammensetzungsbereich besitzt. Dabei ist dem PbO-Gehalt ein genaues  $\text{PbO}/(\text{Zr,Ti})\text{O}_2$ -Verhältnis zugeordnet. Definiert ist die PbO-Aktivität durch das Verhältnis zwischen dem PbO-Partialdruck oberhalb einer PZT-Keramik und reinem PbO bei vorgegebener Temperatur.

Wie aus den Diagrammen nach Atkin und Fulrath [Atk71] und Holman und Fulrath [Hol73 und Hol72] in Abbildung 3.1-2 deutlich wird, ist in Zustandsfeldern mit mehr als einer kondensierten Phase die PbO-Aktivität über einen breiten Zusammensetzungsbereich des Systems konstant. Im Falle der von den Autoren untersuchten Sinterung mit  $\text{PbZrO}_3/\text{ZrO}_2$  kann das Puffersystem überschüssiges PbO aus der Keramik aufnehmen oder abgeben. Genauso kann ein eventuell eintretender PbO-Verlust aus dem geschlossenen Sinterkasten kompensiert werden. Somit kann sich - unabhängig vom initialen PbO-Gehalt in der Ausgangsstöchiometrie - ein fester PbO-Partialdruck im Sinterkasten einstellen.

Die Autoren nahmen bei ihren Schlußfolgerungen an, daß sich das binäre System  $\text{PbZrO}_3$ - $\text{PbTiO}_3$  genauso verhalten würde, wie die binären Einzelsysteme. Aus diesem Grund gingen sie bei einer PZT-Keramik mit festem Zr/Ti-Verhältnis von einer konstanten PbO-Aktivität unabhängig vom PbO-Überschuß in der Ausgangsstöchiometrie aus. Gleiches wurde von ihnen für Keramiken

angenommen, die ein initiales PbO-Defizit aufweisen. Auf der Basis dieser Annahmen veröffentlichten die Autoren PbO-Aktivitäten für PZT-Keramiken mit verschiedenen Zr/Ti-Verhältnissen und unterschiedlichen PbO-Gehalten [Atk71, Hol73 und Hol72].

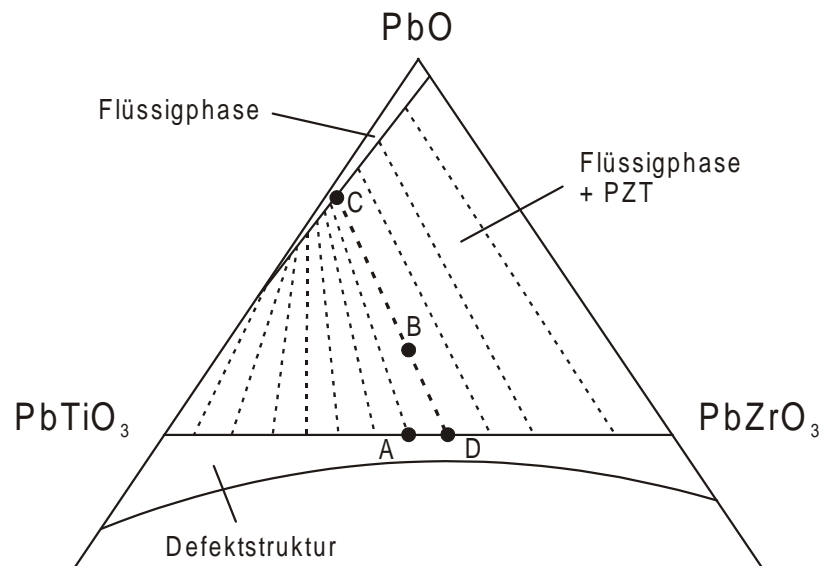


**Abbildung 3.1-2: Zusammensetzungs-Temperatur- und Zusammensetzungs-Aktivitäts-Phasendiagramme für die Systeme PbO-TiO<sub>2</sub> und PbO-ZrO<sub>2</sub> bei 1200 °C (Zeichnung nach [Atk71]).**

Theoretische Überlegungen von Kingon und Clark [Kin83a] zeigten jedoch, daß die von Atkin und Fulrath [Atk71] und Holman und Fulrath [Hol73 und Hol72] gemachten Annahmen nur für PZT-Keramiken mit einem PbO-Defizit gültig sein können. Bei den Überlegungen wurde von einer Probenzusammensetzung  $\text{Pb}(\text{Zr}_{0,53}\text{Ti}_{0,47})\text{O}_3$  mit einem  $\text{PbO}/(\text{Zr},\text{Ti})\text{O}_2$ -Verhältnis von 1 ausgegangen, das im ternären Phasendiagramm [Fus67]  $\text{PbO-PbTiO}_3\text{-PbZrO}_3$  (Abbildung 3.1-3) als Punkt A eingetragen ist. Bei einem PbO-Verlust während der Sinterung weist eine solche PZT-Keramik ein PbO-Defizit auf, welches durch die Ausbildung von Bleileerstellen kompensiert wird. Erst bei einem zu großen PbO-Defizit und der damit verbundenen Bildung einer  $\text{ZrO}_2$  Nebenphase würde das initiale Zr/Ti-Verhältnis in dem PZT-Mischkristall verändert werden.

Ein PbO-Überschuß in der initialen Zusammensetzung (Abbildung 3.1-3, Punkt B) würde aufgrund der Tatsache, daß in der Perowskitstruktur keine Leerstellen auf einem B-Platz auftreten können, (siehe Kapitel 2.2) zur Ausbildung einer PbO-haltigen Flüssigphase und einer festen PZT-Phase mit den Zusammensetzungen C und D führen. Die dem Konodenverlauf entsprechende Keramik besäße dann wiederum ein  $\text{PbO}/(\text{Zr},\text{Ti})\text{O}_2$ -Verhältnis von 1, aber ein verändertes Zr/Ti-Verhältnis (Punkt D). Damit wären das Zr/Ti-Verhältnis und die PbO-Aktivität der Keramik abhängig von dem in der Ausgangsstöchiometrie vorgelegten PbO-Überschuß. Mit Hilfe von Untersuchungen an PZT-Keramiken mit PbO-Überschuß, die mit einem  $\text{PbZrO}_3/\text{PbO}$ -Puffer gesintert wurden, konnten diese

Annahmen bestätigt werden. Analoge Untersuchungen bei Temperaturen von 1000 °C erbrachten nur geringe Änderungen in der PbO-Aktivität. Zurückgeführt wurde dies auf den bei niedrigeren Temperaturen geringeren PbO-Verlust und auf die Tatsache, daß es sich bei der entstandenen Flüssigphase um fast reines PbO handelt. In dem entsprechenden ternären Phasendiagramm bei 1000 °C kann deshalb von nahezu auf die reine PbO-Phase zulaufenden Konoden ausgegangen werden.



**Abbildung 3.1-3: Ternäres Phasendiagramm PbO-PbTiO<sub>3</sub>-PbZrO<sub>3</sub> nach Fushimi und Ikeda [Fus67] bei 1200 °C kombiniert mit dem einphasigen Bereich von PbO-Defektstrukturen nach Holman und Fulrath [Hol73].**

### 3.1.4. Sinterung von PZT- Keramiken: Einfluß des PbO-Haushaltes auf das Sinterverhalten

Neben den Auswirkungen auf die Endstöchiometrie der gesinterten Keramik und die hieraus resultierenden piezo- und ferroelektrische Eigenschaften besitzt der PbO-Haushalt auch einen entscheidenden Einfluß auf das Sinterverhalten [Sno74 und Sno73]. Sinterversuche an undotierten und dotierten, bzw. substituierten PZT-Keramiken mit PbO-Überschuß zur Klärung der im System PZT auftretenden Sintermechanismen wurden von einer Vielzahl von Autoren durchgeführt. Das Ziel der Untersuchungen sollte dabei sein, ein homogenes Gefüge mit möglichst geringen Sintertemperaturen zu realisieren, um die PbO-Verluste während der Sinterung zu minimieren.

Erste Untersuchungen des Sinterverhaltens in Abhängigkeit vom PbO-Gehalt wurden von Atkin und Fulrath [Atk71] durchgeführt. Sie interpretierten ihre Ergebnisse im Sinne des einfachen Sintermodells von Cobel [Cob61a+b]. Demnach erfolgt die Verdichtung der Keramik über die Festkörperdiffusion von Leerstellen im Gitter, die sich von Poren hin zu Korngrenzen bewegen. Hierbei stellen Sauerstoffleerstellen die sich am langsamsten bewegende Spezies dar und bestimmen deshalb die Verdichtungsgeschwindigkeit. Dabei besitzt nach den Autoren ein PbO-Defizit in der Keramik keinen Einfluß auf die Verdichtungsrate der Keramik.

Prisedskii und Mitarbeiter [Pri76] nahmen Untersuchungen an undotiertem Material im einem Temperaturintervall von 900 bis 1000 °C vor. Dabei wurden die Sintereigenschaften im Verlauf der initialen Verdichtungsphase der Mixed-Oxide-Keramiken dokumentiert. Hinweise auf eine

Kontrolle des PbO-Haushaltes während der Sinterung wurden nicht gegeben. Auch bei diesen Autoren wurde die Diffusion von Sauerstoff als der geschwindigkeitsbestimmende Schritt der Verdichtung bestimmt. Interpretiert wurden die Ergebnisse dahingehend, daß im Bereich der Sinterhalse, an denen die weitere Verdichtung der Keramik durch Materialtransport fortschreitet, eine Anreicherung von PbO stattfindet. Die bevorzugt wirkende Bewegung von PbO aus den einzelnen Körnern hin zu den Sinterhälsen ist damit durch den Diffusionskoeffizienten der sich mitbewegenden Sauerstoffionen bestimmt.

Von Haertling [Hae66] wurden die Kornwachstums- und Verdichtungsmechanismen in durch Heißpressung verdichteter PZT-Keramik untersucht, die mit 2 Mol-% Wismut dotiert worden war. Die Verdichtung erfolgt in einem zweistufigen Prozeß. Nach einer zunächst schnellen Verdichtung zu Beginn der Sinterung folgt ein zweiter, wesentlich langsamerer Verdichtungsschritt, der dann zur Enddichte der Keramik führt. Dabei hängt die Rate der Verdichtung stark von der Zusammensetzung und von den zugesetzten Sinteradditiven ab. Ein PbO-Überschuß führte bei dieser dotierten Keramik zu einer langsameren Verdichtung.

Das Sinterverhalten von PZT-Keramiken mit einem PbO-Defizit sowie einem Überschuß an PbO wurde von Kingon und Clark [Kin83b] evaluiert. Sie fanden in Analogie zu den Arbeiten von Atkin und Fulrath [Atk71], daß bei einem PbO-Defizit die Verdichtung der über einen Festphasenmechanismus verlaufenden Sinterung durch die Diffusionsgeschwindigkeit der Sauerstoffleerstellen limitiert wird. Abweichend von früheren Arbeiten stellten sie bei einer Zunahme der Sauerstoffleerstellenkonzentration, gemessen an Proben mit einem PbO-Defizit in der Ausgangsstöchiometrie, eine schnellere Verdichtungsrate fest. Ab PbO-Überschüssen von 3,5 Mol-% wurde von ihnen das Auftreten einer Flüssigphase beobachtet, die zu einer schnellen Verdichtung der Keramik führte. Dabei erfolgt das Dichtsintern der Keramik um so schneller, je höher der PbO-Überschuß in der Ausgangszusammensetzung ist. Ein gleiches Verhalten wurde schon bei Untersuchungen von Snow [Sno74 und Sno73] dokumentiert. In der Enddichte zeigten Keramiken, die mit einem PbO-Überschuß von größer 7 Mol-% gesintert wurden, geringere als die errechneten theoretischen Werte. Erklärt wurde dies durch die in diesen Proben auftretenden intra- und intergranularen Poren, die durch Zusammenwachsen von mehreren, kleineren Einzelporen entstehen. Nach Kingery und Francois [Kin65] sind diese Poren ein typischer Hinweis für eine Verdichtung durch eine Flüssigphase.

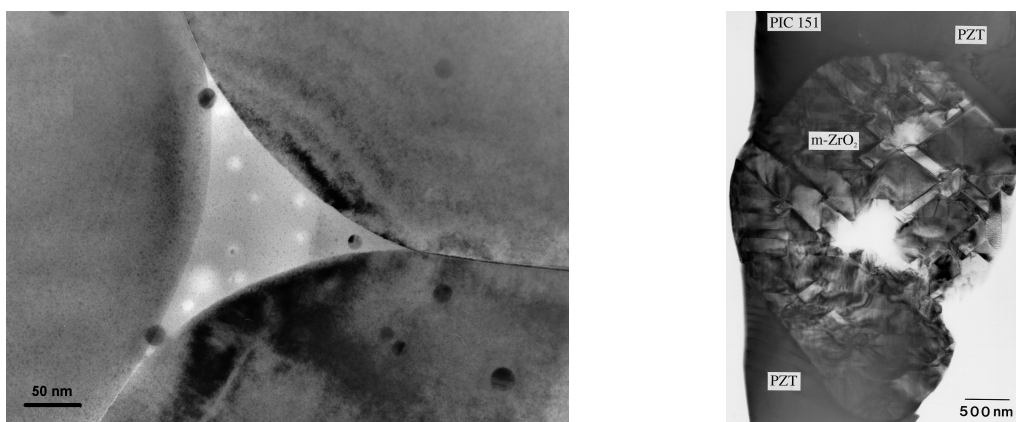
Sinterabbruchversuche von Kingon und Clark [Kin83b] erbrachten außerdem, daß bei einer Sinterung von Proben mit hohem PbO-Überschuß im initialen Sinterstadium nicht nur die gewöhnliche Partikelumordnung, sondern auch ein Lösungs-Wiederausscheidungsmechanismus zur sehr schnellen Verdichtung beiträgt. Diese Ergebnisse stehen mit den theoretischen Betrachtungen [Kin59a] und experimentellen Untersuchungen von Kingery [Kin59b] und James und Messer [Jam78] zu den auftretenden Sintermechanismen bei Vorhandensein einer Flüssigphase im initialen Stadium der Sinterung im Einklang.

Neuere Arbeiten von Akbas und Mitarbeitern [Akb95] und Hammer [Ham98] bestätigten, daß bei einem PbO-Überschuß zu Beginn der Sinterung eine Flüssigphase ausgebildet wird. In diesen Proben führt dann zusätzlich neben einem Verdampfungs-/Kondensationsmechanismus ein Schmelz-/Ausscheidungsmechanismus zur Verdichtung. Hierbei können einzelne thermodynamisch stabile Poren erhalten bleiben. Im Verlauf der Sinterung geht immer mehr PbO durch Verdampfung verloren, so daß zum Ende eine weitere Verdichtung nur noch langsam über den bereits erwähnten

diffusionskontrollierten Festphasenmechanismus erfolgt. Dieser anschließende Sintermechanismus ist dann nach James und Messer [Jam78] für eine vollständige Verdichtung der Probe notwendig.

Trotz eines PbO-Verlustes während der weiteren Sinterung bleibt ein geringer PbO-Überschuß in der Keramik erhalten, wie Hayashi und Mitarbeiter [Hay75] und Guha und Mitarbeiter [Guh88] nachweisen konnten. Wen und Mitarbeiter [Wen94] quantifizieren diesen PbO-Überschuß auf Werte zwischen 1,5 und 2,3 Mol-%. Transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen von einer Reihe von Autoren [Akb95, Fer98, Goo81, Ham98 und Hsu89] belegen, daß dieser nach der Sinterung in der Keramik verbleibende PbO-Überschuß zur Ausbildung eines amorphen Sekundärphasenfilmes im Bereich von Korngrenzen und Korntripelpunkten führen kann. Goo und Mitarbeiter [Goo81] ermittelten mit Hilfe der Fresnel'schen Defokus-Methode eine Dicke von 10 nm. Neben dem Hauptelement Blei wurden auch geringe Anteile von Zirkonium und Titan nachgewiesen. Bestätigt wurden diese Messungen von Hsueh und Mitarbeitern [Hsu89], die zusätzlich Präzipitationen und/oder bei der Kalzinierung nicht vollständig reagierte Reste von  $ZrO_2$  beobachteten. Die amorphe Struktur des Korngrenzfildes wurde von Goo und Mitarbeitern [Goo81] auf die sehr dünne Geometrie des Filmes zurückgeführt, die ein Auskristallisieren dieser Nebenphase verhindern soll. Dies steht in Gegensatz zu Abschreckversuchen von Fushimi und Ikeda [Fus67], die immer vollständig auskristallisierte PbO-reiche Phasen beobachten konnten. Eine weitere Möglichkeit kann nach Akbas und Mitarbeiter [Akb95] auch durch die von ihnen in der amorphen Sekundärphase nachgewiesenen Verunreinigungen von Silizium, Chlor und Kalzium gegeben sein. Diese werden aufgrund der Inkompatibilität in der PZT-Kristallstruktur durch die während der Sinterung mit PbO-Überschuß ausgebildete Flüssigphase angereichert und hindern als potentielle Glasbildner das Auskristallisieren der Korngrenzphase.

Auch in kommerziellen PZT-Keramiken wie PIC 151 der Firma PI Ceramic, Lederhose/Thüringen können erhebliche Mengen an amorpher PbO-reicher Sekundärphase in Tripelkornkontakten und entlang von Korngrenzen nachgewiesen werden. Diese benetzt die PZT-Körner kontinuierlich. Ihre Dicke beträgt im Mittel 12 nm. Zusätzlich treten auch bis zu 5  $\mu m$  große rundliche Einschlüsse aus m- $ZrO_2$  auf, die nach Aussage der Firma PI Ceramic auf Stoffgradienten in der Masseaufbereitung zurückgehen. Zwei typische TEM-Aufnahmen eines Tripelkornkontaktes (linke Abbildung) und eines  $ZrO_2$ -Einschlusses (rechte Abbildung) sind in der nachfolgenden Abbildung 3.1-4 dargestellt.



**Abbildung 3.1-4: Charakteristische TEM-Hellfeldaufnahmen eines Tripelkornkontaktes mit amorpher PbO-reicher Sekundärphase (linkes Bild) und eines rundlichen Einschlusses von m- $ZrO_2$  (rechtes Bild).**



### 3.2 Mixed-Oxide-Keramiken im System PZT/SKN

Dotierungen im System PZT auf der Basis von Strontium, Kalium und Niob wurden in der Literatur von einer Vielzahl von Autoren beschrieben [Atk71, Ike64, Kov97, Kul 65, Kul59a+b und Luc85].

Übereinstimmend wird davon ausgegangen, daß Strontium  $\text{Pb}^{2+}$ -Ionen in der Perowskit-Gitterstruktur substituiert. Als Argument hierfür wird der geringe Unterschied in den Ionenradien von  $\text{Sr} = 1,27 \text{ \AA}$  und  $\text{Pb}^{2+} = 1,32 \text{ \AA}$  angeführt. Wie Untersuchungen von Kulcsar [Kul59a+b] ergeben, wird durch diesen Austausch die Curietemperatur  $T_c$  leicht erniedrigt, der planare Kopplungsfaktor  $k_p$  leicht und die Dielektrizitätskonstante  $\epsilon$  sowie der Piezomodul  $d_{31}$  drastisch erhöht (siehe Kapitel 2.7). Einen ähnlichen Einfluß zeigen auch PZT-Keramiken, die mit  $\text{Nb}_2\text{O}_5$  als Donator dotiert sind [Atk71 und Xu91]. Bei ihnen führt der Austausch von  $\text{Zr}^{4+}$  oder  $\text{Ti}^{4+}$  durch  $\text{Nb}^{5+}$  auf dem B-Platz zur Ausbildung einer Pb-Leerstelle, die ein deutlich „weicheres“ piezo- und ferroelektrisches Verhalten der Keramik verursacht.

Einen gegensätzlichen Einfluß auf die piezo- und ferroelektrische Eigenschaften weisen dagegen mit Kalium dotierte Keramiken auf. Der Zusatz von Kalium führt zu einem Austausch von  $\text{Pb}^{2+}$  durch  $\text{K}^+$  auf dem A-Platz der Perowskitstruktur. Hierdurch entsteht eine höhere Sauerstoffdefektstruktur, die ein „härteres“ piezo- und ferroelektrisches Verhalten verursacht [Xu91]. Makroskopisch wird dies durch erhöhte Koerzitivfeldstärken und eine Abnahme der dielektrischen Eigenschaften deutlich (siehe Kapitel 2.7).

Bei den Mixed-Oxide-Keramiken im System PZT/SKN handelt es sich um eine von der Firma CeramTec AG entwickelten Mischkeramikttyp, in dem eine partielle Substitution von  $\text{Pb}(\text{Ti},\text{Zr})\text{O}_3$  durch einen  $\text{Sr}(\text{K},\text{Nb})\text{O}_3$ -Komplex vorgenommen wird. Im Gegensatz zu den oben beschriebenen Dotierungen mit den einzelnen Elementen K, Sr und Nb wird bei Keramiken im System PZT/SKN eine Vorkalziniierung von  $\text{SrCO}_3$ ,  $\text{K}_2\text{O}$  und  $\text{Nb}_2\text{O}_5$  zu  $\text{Sr}(\text{K},\text{Nb})\text{O}_3$  durchgeführt. Anschließend erfolgt die Umsetzung mit den Oxiden  $\text{PbO}$ ,  $\text{TiO}_2$  und  $\text{ZrO}_2$  zu der gesinterten Keramik mit der Zusammensetzung  $0,98\text{Pb}_{1,00}(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})\text{O}_3-0,02\text{Sr}(\text{K}_{0,25}\text{Nb}_{0,75})\text{O}_3$  mit x im Bereich der morphotropen Phasengrenze.

Inwieweit die seitens der Firma CeramTec AG angegebene PZT/SKN-Zusammensetzung die reale Kristallchemie im realen PZT/SKN Mischkristall widerspiegelt ist fraglich, da nach der oben genannten Formel Kalium sowie Niob auf dem B-Platz der Perowskitstruktur säßen. Dies ist aufgrund der stark unterschiedlichen Ionenradien von Niob ( $0,69 \text{ \AA}$ ) und Kalium ( $1,33 \text{ \AA}$ ) nicht anzunehmen bzw. nach dem in Kapitel 2.2 vorgestellten Zusammenhang zwischen Koordinationsgeometrie und Ionenradien nach Goldschmidt [Gol26] und Galasso [Gal69] nicht möglich.

Entgegen der oben beschriebenen Formel könnte ein potentieller Einbau von Kalium auf dem A-Platz der Perowskitstruktur erfolgen. Ein Indiz hierfür wären die nahezu identischen Ionenradien von 1,27 und 1,33 für Strontium bzw. Kalium. Gestützt würde diese Annahme auch durch die in der Literatur beschriebenen Untersuchungen [Ike64 und Xu91], die bei einem Zusatz von Kalium einen Austausch von  $\text{Pb}^{2+}$  durch  $\text{K}^+$  auf dem A-Platz der Perowskitstruktur postulieren. Dieser gemeinsame Einbau von Strontium und Kalium würde allerdings die Bildung von Leerstellen auf der B-Position voraussetzen; dies ist jedoch bei Oxiden mit Perowskitstruktur nicht möglich [Xu91]. Dagegen wäre als Alternative die Ausbildung einer Korngrenzphase mit Anreicherungen von Kalium bzw. Strontium denkbar. Untersuchungen, inwieweit eine solche Korngrenzphase in

Keramiken mit der PZT/SKN-Zusammensetzung ausgebildet ist, wurden bisher nicht systematisch vorgenommen.

Daher wird das System PZT/SKN für die weitere Diskussion rein formal als ein ternärer Mischkristall im System  $\text{PbTiO}_3\text{-PbZrO}_3\text{-Sr}(\text{K}_{0,25}\text{Nb}_{0,75})\text{O}_3$  nahe der morphotropen Phasengrenze betrachtet, der weitgehend die Bedingung der elektrischen Neutralität erfüllt und gerade durch die gekoppelte Substitution von Ionen unterschiedlicher Wertigkeit das Eigenschaftsspektrum binärer PZT Mischkristallzusammensetzung deutlich erweitert. Damit steht das PZT/SKN in einer langen Reihe ähnlich substituierter ternärer Systeme wie z.B.  $\text{PbTiO}_3\text{-PbZrO}_3\text{-Pb}(\text{Ni}_{0,33}\text{Sb}_{0,66})\text{O}_3$  [Hel171].

Wie Untersuchungen mit unterschiedlichen Zr/Ti-Verhältnissen gezeigt haben, weisen Keramiken im System PZT/SKN maximale dielektrische und piezoelektrische Eigenschaften bei einem Zr/Ti-Verhältnis von 53/47 bzw. 52/48 im Bereich des morphotropen Phasenüberganges auf [Hel00 und Hel99]. Dabei wird eine höhere thermische Stabilität bei einer leicht Titan-reicheren Zusammensetzung festgestellt, die zudem bei einer potentiellen Verwendung der Keramik als Aktuatormaterial das Reißbildungsrisiko vermindert [Hel00].

Sintervariationen zwischen 1100 und 1250 °C von (PZT/SKN)-Keramiken mit einem Zr/Ti-Verhältnis von 52/48 erbrachten eine starke Abhängigkeit der Korngröße von der Sintertemperatur. Mit stark steigender Sintertemperatur wurde eine Zunahme des tetragonalen Phasenanteils beobachtet. Optimale piezo- und ferroelektrische Eigenschaften wiesen Keramiken mit Korngrößen von 3 µm auf ( $d_{33} = \text{ca. } 470 \text{ pC/N}$  und  $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0 = \text{ca. } 2000$ ). Bei einer weiteren Erhöhung der Sintertemperatur und damit der Korngröße der Keramiken ergab sich eine Verschlechterung der piezo- und ferroelektrischen Eigenschaften.

### 3.3 Herstellung von PZT-Fasern

In der Literatur werden drei verschiedenen Verfahren vorgestellt, mit denen Fasern im System PZT für Keramik/Polymer-Komposite hergestellt werden können. Sie unterscheiden sich primär in den erreichbaren Durchmesser der gesinterten Fasern, den Sintertemperaturen und den hieraus resultierenden Eigenschaftsprofilen.

Tabelle 3.3-1 Eigenschaftsvergleich von dotierten/Substituierten PZT-Fasern und PZT-Stäbchen die über die verschiedenen Verfahrensrouten hergestellt wurden

Hersteller und Verfahren	Zusammensetzung	Durchmesser [µm]	Zugfestigkeit [MPa]	E-Modul [GPa]	$E_c$ [kV/cm]	$P_r$ [µC/cm <sup>2</sup> ]	$\epsilon/\epsilon_0$
Advanced Ceramatrix Inc. (VSSP)	?	15-400	-	-	-	-	660
Smart Material Corp. (Lyocell)	PMNZT	100, 250	100 [100µm]	25	9,7	30	2100
CeraNova Corp. (VSSP)	PZT/SKN	120	62	23	20	30	890
ISC Würzburg (Sol-Gel)	PMNZT	10-50	154	30	11	12	1600

Eine auf traditionellen Herstellungsverfahren der Textilindustrie basierende Variante stellt die Verwendung von Cellulosefasern dar, die entweder zu einem Gewebe verarbeitet oder zwischen

zwei honigwabenförmigen Strukturen aufgespannt werden können [Nul95, Wal90 und Wal92]. Anschließend erfolgt eine mehrmalige Imprägnierung mit einer metallorganischen Lösung, welche die für die Piezokeramik vorgesehenen Elemente in den entsprechenden Konzentrationen enthält. An diesen Schritt schließt sich ein Ausbrennen der Celluloseträgerfasern und die Infiltration der Keramik mit Polymer an. Der Nachteil dieses Verfahrens liegt in der großen Porosität der Keramik, die durch das thermische Aufarbeiten verursacht wird. Diese beeinflusst nicht nur die piezo- und ferroelektrischen Eigenschaften der Keramik, sondern führt zu einer schlechten Handhabbarkeit bei der weiteren Verarbeitung. Strukturen mit Faserdurchmessern  $< 125 \mu\text{m}$  konnten deshalb über dieses Verfahren bisher nicht hergestellt werden.

Alternativ zu der oben beschriebenen Methode können PZT-Fasern auch über das klassische Naßspinnverfahren – viscous suspension spinning process (VSSP) - hergestellt werden. Hierzu werden die Faserausgangskemikalien mit kalziniertem PZT-Pulver vermischt und die Suspension durch eine Spinnöse in ein Fällungsmedium gesponnen [Cas91]. Eine Variante dieses Naßspinnverfahrens stellt das sogenannte Lyocell-Verfahren dar, nachdem PZT-Fasern ebenfalls hergestellt werden können. Die Aufarbeitung der gefällten Faser und das Verarbeiten zu den entsprechenden Kompositstrukturen erfolgt in beiden Varianten in Anlehnung an das oben vorgestellte Imprägnationsverfahren.

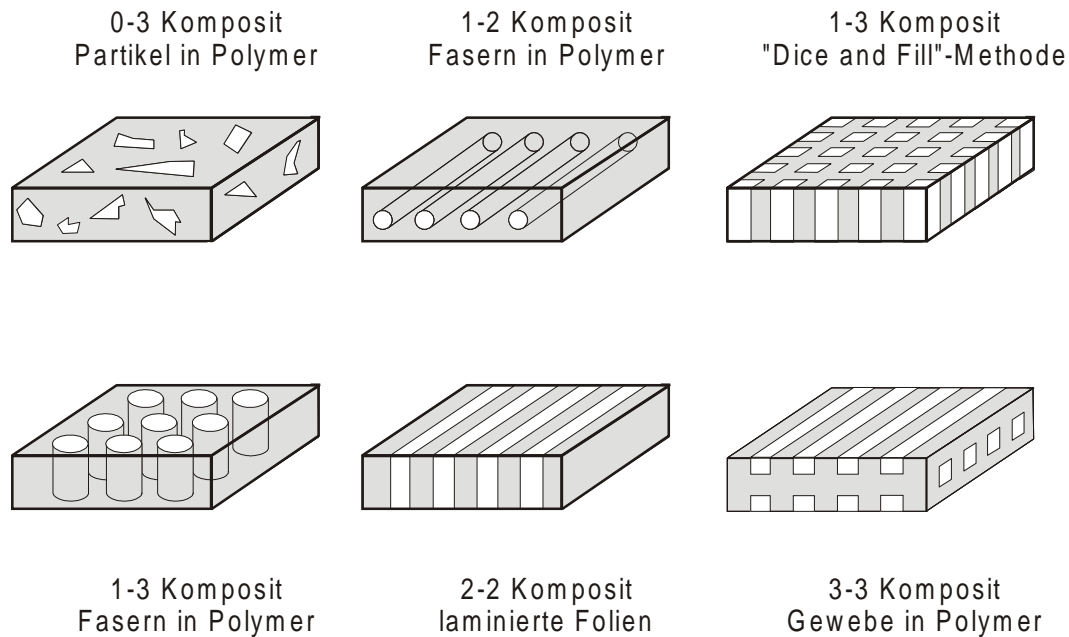
Im Unterschied zu den beiden oben genannten Verfahren können mit Hilfe des Sol-Gel-Prozesses auch ohne faserbildende Polymere keramische Fasern hergestellt werden. Ausgegangen wird hierbei von den entsprechenden metallorganischen Verbindungen, die in ihrer Reaktivität so gesteuert werden, daß ein Übergang von der kolloidalen Vorstufe, dem Sol, zu einem Feststoff, dem Gel eintritt. Zur Überführung können verschiedene Verfahren angewendet werden, z.B. durch Erhöhung der Feststoffkonzentration, durch Verringerung des Lösungsmittelanteils oder durch Vernetzung der polymerisierbaren Bestandteile in der Ausgangslösung [Bri90]. Vorstufen dieser Art lassen sich dann im geschmolzenen Zustand durch Düsen drücken und können durch Abkühlen oder/und Verdampfung der Lösemittel stabilisiert werden. Eine anschließende thermische Aufarbeitung erfolgt nach den bereits beschriebenen Verfahren. Über die Sol-Gel-Route wurden bereits Fasern in den Systemen PZT [Che91, Mey98, Sch94, Yos94 und Yos92] PLZT [Kit98 und Mey96] und PNZT [Sch95] hergestellt. Die Herstellung von 1-2 bzw. 1-3 Kompositen erfolgt dann nach einer speziellen Ablagetechnik, deren Optimierung Gegenstand laufender Forschung ist.

### **3.4 Piezoelektrische Faserkomposite**

#### **3.4.1. Theorie**

Piezoelektrische Keramik/Polymer-Komposite bieten die Möglichkeit, die Vorteile beider Einzelkomponenten miteinander zu kombinieren [Jan95, Nul95 und Saf97]. So weisen Komposite aus PZT-Fasern und Polymer die gewünschten piezo- und ferroelektrischen Eigenschaften einer PZT-Keramik, aber auch die niedrige Dichte und die Flexibilität eines Polymers auf [Nul95].

Ein wichtiges Kriterium bei der Herstellung von PZT-Faserkompositen ist die strukturelle Orientierung der Komponenten zueinander. Nach Newnham und Mitarbeiter [New78] und Pilgrim [Pil87] sind für einen zweiphasigen Komposit 16 verschiedene Orientierungen der Einzelkomponenten zueinander möglich. In technischen Anwendungen sind jedoch nicht alle dieser topologischen Möglichkeiten realisiert.



**Abbildung 3.4-1: Schematische Darstellung von gängigen Keramik/Polymer-Kompositen abgeändert nach Gururaja und Mitarbeitern [Gur87]. (weiß = Keramik; grau = Polymer).**

Gängige Typen stellen 0-3 Komposite aus keramischen Partikeln in einer Polymermatrix, 2-2 Komposite aus aufeinander laminierten keramischen und Polymerfolien sowie 3-3 Komposite aus Keramik/Polymernetzwerken dar (Abbildung 3.4-1). Am häufigsten werden 1-2 oder 1-3 Komposite aus unidirektional ausgerichteten keramischen Fasern oder Stäbchen verwendet, die von einer Polymermatrix umgeben werden [Saf97]. Die Eigenschaften dieser Art von Kompositen hängen dabei im besonderen Maße von dem Füllgrad der keramischen Fasern oder Stäbchen, dem Faserdurchmesser [Sav81] und der Periodizität ihrer Anordnung zueinander ab [Cha89 und Jan95]. Einen weniger großen Einfluß besitzt die Art des verwendeten Polymers.

### 3.4.2. Herstellungsverfahren

Um 1-3 oder 1-2 Komposite mit PZT-Fasern oder PZT-Stäbchen mit einem gezielt eingestellten Eigenschaftsprofil für verschiedenste Anwendungen darstellen zu können, wurden verschiedenste Techniken verwendet, die im folgenden Kapitel kurz beschrieben werden sollen.

#### Anordnung von Einzelstäbchen

Eine der ersten Techniken, 1-3 Komposite mit gewünschter periodischer Anordnung herzustellen, wurde von Klicker [Kli81] beschrieben. Dabei werden die durch Extrusion bzw. Schlickerguß in Formen hergestellten Stäbchen einzeln gesintert und vor dem Vergießen mit Polymer in eine Halterung eingebracht. Nach dem Aushärten des Polymers wird diese mit überschüssigem Polymer abgesägt. Variationen des Füllgrades und der Periodizität können durch unterschiedliche Halterungen erreicht werden. Als nachteilig wirkt sich bei diesem Verfahren der zeitintensive Ablageprozeß sowie die schlechte Handhabbarkeit der Keramikstäbchen aus. So wurden bisher nur Stäbchendurchmesser mit ca. 100 µm Stärke realisiert [Saf97].

### „Dice and Fill“-Methode

Bei dieser von Savakus und Mitarbeiter [Sav81] entwickelten Methode werden in eine gesinterte Mixed-Oxide-Keramik parallele, nicht vollständig durchgehende Schnitte eingebracht. Nach Ausfüllen der Einschnitte wird ein erstes Vergießen mit Polymer vorgenommen. Anschließend werden in die Probe erneut parallele Einschnitte senkrecht zu den ersten Schnitten eingebracht. Durch erneutes Ausfüllen mit Polymer und Entfernen des nicht eingesägten Bodenstücks kann der 1-3 Komposit fertiggestellt werden. Routinemäßig können so Stäbchendurchmesser von 100 µm hergestellt werden [Lub92]. Die Abstände zwischen den Stäbchen sind bei dieser Methode nur durch die Schnittbreite des verwendeten Sägeblattes bestimmt. Alternativ kann das Einbringen der Schnitte auch durch Laser [Oha94] oder Ultraschall [Oha93] erfolgen. Zeitaufwendiges Sägen und die sich mit der Einschnitttiefe verjüngenden Kerben sind ein Nachteil dieser Methode. Ein weiterer Nachteil ist, daß die Periodizität der Stäbchen im Komposit durch die Breite der Sägenut begrenzt wird und das außerdem nur Stäbchen mit einigen cm Länge realisierbar sind.

### Spritzguß-Verfahren

Eine weitere Methode, 1-3 und 2-2 Komposite herzustellen, ist das Spritzguß-Verfahren [Gen94]. Hierfür wird der keramische Schlicker mit einem Thermoplasten versetzt und in eine Form eingebracht. Nach dem Entformen, Ausbrennen des Binders und der Sinterung erfolgt das Ausgießen mit Polymer. Mit dieser Methode sind Strukturen mit Stäbchendurchmessern von 70 µm oder Folien mit 25 µm Stärke herstellbar. Limitiert wird dieses Verfahren durch die Länge der keramischen Strukturen und die relativ aufwendige und kostenintensive Herstellung der Urformen.

Eine dem Spritzguß-Verfahren angelehnte Herstellungsrouten stellt die Verwendung von verlorenen Formen aus organischem Material dar. Diese werden beim Ausbrennen der Organik aus dem Schlicker mit aufgelöst. Kompositstrukturen von Stäbchen mit 80 µm Durchmesser sind so herstellbar [Lub92].

### Folien-Lamination

Feinstrukturierte Keramik/Polymer-Komposite können auch durch Keramikfolien aufgebaut werden. Die benötigten einzelnen Folien werden durch Folienziehen und anschließende Sinterung hergestellt. Die Trennung der einzelnen Folien kann dabei entweder durch Abstandshalter [Jan95] oder aber durch Polymerfolien [Ste94] erfolgen. Senkrecht zu den einzelnen Lagen werden dann nach dem Laminieren Schnitte eingebracht, die mit Polymer infiltriert werden. Durch Variationen der Stärke der Abstandshalter oder Polymerfolien können unterschiedliche Füllgrade einfach realisiert werden. Hauptnachteil dieser Methode ist die schwierige Handhabbarkeit der keramischen Folien.

### **3.4.3. Anwendungen von Faserkompositen**

Die Integration von multifunktionalen Keramiken in kompakte Werkstoffe ist das Hauptziel in der Entwicklung von „smarten“ Materialien. Der Begriff „Smart“ definiert sich nach Newnham [New97, New95 und New91] auf die Fähigkeit eines Materials, sowohl sensorische als auch aktuatorische Funktionen zu erfüllen. Sensorische Funktionen beziehen sich hierbei auf die Fähigkeit externe Anregungen entsprechend ihrer Stärke zu registrieren. Dagegen zeigen aktuatorische Werkstoffe zusätzlich die Eigenschaft einer aktiven Antwort auf das detektierte Signal, z.B. indem sie mit einer gezielten Verformung, auf die externe Anregung reagieren.

Neuartige „smarte“ Werkstoffe, die sich nach dem Vorbild der Natur an eine ständig ändernde Umgebung anpassen, können mit Hilfe von piezoelektrischen Materialien verwirklicht werden. Aufgrund des direkten und inversen Piezoeffektes (Kapitel 2.4) können diese auf mechanische Verformungen reagieren und ein entsprechendes elektrisches Signal erzeugen, oder umgekehrt durch Anlegen einer elektrischen Spannung verformt werden. Durch dünne Fasern auf der Basis von PZT können diese sensorische und aktuatorische Eigenschaft in einen Kompositwerkstoff integriert werden, ohne daß die Struktur des Bauteils dadurch erheblich gestört wird. Dabei kann ein und dasselbe Bauteil als Sensor und Aktuator verwendet werden. Die Abstimmung zwischen dem empfangenen Sensorsignal und der aktiven Antwort als Aktuator wird hierbei im Allgemeinen elektronisch geregelt.

Flächig in ein Bauteil eingebaute Sensoren können z.B. als Impaktsensoren in der Luftfahrt eingesetzt werden, um kritische Schädigungen von Leitwerk oder Seitenruder, die optisch keine Spuren davongetragen haben, zu detektieren [Han99]. Bei der Verwendung im Automobilbereich sind die unterschiedlichsten Anwendungen als Drucksensoren denkbar. Im Maschinenbau könnte ein Einsatz als Schwingungssensor erfolgen, beispielsweise, um die Lagerungsverhältnisse von rotierenden oder sich bewegenden Teilen zu erfassen. Die im Bauteil vor Ort detektierten Schwingungen könnten bei einer „smarten“ Anwendung durch die integrierten PZT -Faserkomposite am Ort der Schwingung direkt z.B. durch eine aktive Gegenschwingung gedämpft werden [Koc00]. Zusätzlich zu einer Verbesserung der Laufruhe und damit der Präzision ist eine Lärmkontrolle durch aktuatorische Dämpfung denkbar. Eine weiteres Anwendungsgebiet, auf dem starke Forschungs- und Entwicklungsaktivitäten zu verzeichnen sind, besteht im Bereich der Medizintechnik und Materialdiagnostik. 1-3 Komposite können hier aufgrund der möglichen geringen Faserdurchmesser als neuartige Ultraschallwandler für höhere Meßfrequenzen eingesetzt werden und damit eine bessere Auflösung erzielen [Wal90].