



KfK 3966  
September 1985

**Oxidations- und Kriechverhalten  
von dichten  
Siliziumnitridwerkstoffen  
verschiedener  
Zusammensetzung**

**U. Ernstberger**  
Institut für Material- und Festkörperforschung

**Kernforschungszentrum Karlsruhe**



KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

Institut für Material- und Festkörperforschung

KfK 3966

OXIDATIONS- UND KRIECHVERHALTEN  
VON DICHTEN SILIZIUMNITRIDWERKSTOFFEN  
VERSCHIEDENER ZUSAMMENSETZUNG +)

Uwe Ernstberger

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

---

+ ) Von der Fakultät für Maschinenbau der Universität Karlsruhe (TH) genehmigte Dissertation.

Als Manuskript vervielfältigt  
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH  
ISSN 0303-4003

## Zusammenfassung

Im Temperaturbereich 900<sup>0</sup>C-1500<sup>0</sup>C wurden dichte Siliziumnitridmaterialien untersucht, die über verschiedene Verfahren (Heißpressen, Sintern, Nachsintern) und mit verschiedenen Sinterhilfsmitteln (MgO, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub>) hergestellt worden sind. Die chemische Zusammensetzung und der Kristallisationszustand der Gefügebestandteile wurde vorwiegend mit dem Transmissionselektronenmikroskop ermittelt. Neben den Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Körnern und den Einschlüssen, wurde hierbei besonderer Wert auf die Korngrenzenphasen gelegt. Die Korngrenzenphase besteht oft aus zwei Komponenten, zum einen aus größeren, kristallinen Tripelpunktsbereichen und zum anderen aus 10-50 Å dicken Korngrenzenglasfilmen zwischen den Körnern.

Die Oxidation dieser Materialien ist ein diffusionskontrollierter Prozess. Die Oxidationsgeschwindigkeit wird bei Materialien mit einer magnesiumsilikatischen Korngrenzenphase durch den Transport des Magnesiums aus der Korngrenzenphase heraus in die Oxidschicht kontrolliert, während bei Materialien mit einer Korngrenzenphase auf Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Basis die Sauerstoffdiffusion durch die Oberflächenoxidschicht an die innere Grenzfläche geschwindigkeitsbestimmend ist. Es wurden charakteristische Temperaturen bestimmt, bei welchen sich die Oxidationsgeschwindigkeiten deutlich erhöhen; hierbei wurde eine Korrelation der jeweiligen Korngrenzenphasenzusammensetzung mit diesen Temperaturen, die von Flüssigphasenbildungsmöglichkeiten herrühren, festgestellt.

Für alle hier untersuchten Materialien wurde ein ähnliches Schema für das Kriechverhalten beobachtet. Die gleiche kritische Übergangstemperatur, wie bei der Oxidation, tritt für jedes einzelne Material auch beim Kriechen auf. Bei Temperaturen deutlich unterhalb dieser Grenze, wird das Kriechen im wesentlichen durch einen "strain-hardening" Vorgang beschrieben, der in der Kriechgleichung  $\dot{\epsilon} = a \cdot t^{-c}$  durch einen Exponenten  $c = 1$  charakterisiert ist. Bei der jeweiligen korngrenzenphasenspezifischen Übergangstemperatur wird schließlich ein typischer Wert von  $c = 0,5$  erreicht. Zur Erläuterung dieser Zeitabhängigkeiten wurde ein Modell vorgeschlagen, das im wesentlichen auf Lösungs-Wiederausscheidungsprozessen beruht und die "strain-hardening" Vorgänge der Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Mikrostruktur berücksichtigt. Oberhalb des jeweiligen kritischen Temperaturniveaus wurde das Kriechen von ausgeprägten Porenbildungsvorgängen in der intergranularen Phase begleitet und nach einem mehr oder weniger ausgeprägten "sekundären" Kriechbereich wurde gewöhnlich der Kriechbruch beobachtet. Diese kritischen Temperaturgrenzen werden auf Flüssigphasenbildungsmöglichkeiten von Teilen der intergranularen Phasen zurückgeführt; in Übereinstimmung mit den Messungen liegen diese Temperaturen zwischen 1470<sup>0</sup>C für Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-heißgepresstes Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> und 1240<sup>0</sup>C für gesintertes Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> mit Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub>-Sinterhilfsmittelzusatz.

## Abstract

### OXIDATION AND CREEP BEHAVIOUR OF DENSE SILICON NITRIDE MATERIALS WITH DIFFERENT COMPOSITIONS

Dense silicon nitride materials, produced by different processes (hot-pressing, sintering, post-sintering) and with different sintering additives ( $MgO$ ,  $Y_2O_3$ ,  $Al_2O_3$ ,  $TiO_2$ ), were investigated in the temperature range  $900^{\circ}C$ - $1500^{\circ}C$ .

The chemical composition and the crystallization state of the microstructure were determined mainly by transmission electron microscope.

Besides the  $Si_3N_4$ -grains and the inclusions a high value was set on the grain boundary phases. The grain boundary phases often consist of two components, first larger crystalline triple-point areas and second 10-50 Å thick grain boundary glass films.

The oxidation of these materials is a diffusion controlled process. The oxidation rate of materials with a magnesium silicate grain boundary phase is controlled by the transport of magnesium out of the grain boundary phase into the oxide scale, whereas in materials with a grain boundary phase on  $Y_2O_3$ -basis the diffusion of oxygen through the surface oxide scale to the inner boundary area is rate-controlling. Characteristic temperatures were determined at which the oxidation rate is sharply increased; a correlation was established between the respective grain boundary composition and these temperatures due to liquid phase formation possibilities.

For all investigated materials a similar schematic of the creep behaviour is observed. The same critical temperature appears for each individual material in creep as for the oxidation behaviour. At temperatures far below this value, creep is essentially to be described by a strain hardening process characterized by an exponent  $c = 1$  in the creep equation  $\dot{\epsilon} = a \cdot t^{-c}$ . At the respective critical temperature, which is specific for the individual grain boundary compositions, a typical value of  $c = 0,5$  is reached. A model is proposed explaining these dependencies, essentially based on solution-precipitation processes counteracting the strain-hardening processes in the  $Si_3N_4$ -microstructures. At the respective critical temperature level creep is accompanied by heavy cavitation processes and creep rupture is commonly observed after a more or less pronounced "secondary" creep range. These critical temperature limits are referred to liquid phase formation possibilities of parts of the intergranular phases; according to the observations these temperatures lie in between  $1470^{\circ}C$  for  $Y_2O_3$ -hotpressed  $Si_3N_4$  and  $1240^{\circ}C$  for sintered  $Si_3N_4$  with  $Y_2O_3$ - $Al_2O_3$ - $TiO_2$  sintering additives.

## INHALTSVERZEICHNIS

---

1.	Einleitung und Problemstellung	1
2.	Die Werkstoffpalette Siliziumnitrid - Aufbau, Sinterhilfsmittel, Herstellverfahren	5
2.1.	Kristallstruktur des Siliziumnitrids	5
2.2.	Sinterprozesse in kovalent gebundenen Festkörpern	9
2.2.1.	Der Sintervorgang - Ursache und Mechanismen des Materietransports	9
2.2.2.	Möglichkeiten zur Verbesserung des Sinterverhaltens von $\text{Si}_3\text{N}_4$	12
2.2.3.	Einfluß der Sinterhilfsmittel und Verunreinigungen	16
2.2.3.1.	Das Sinterhilfsmittel $\text{MgO}$	16
2.2.3.2.	Das Sinterhilfsmittel $\text{Y}_2\text{O}_3$	18
2.2.3.3.	Aluminiumoxid - Zusätze ( $\beta'$ -SiAlON)	21
2.2.3.4.	$\beta'$ -Magnesium-SiAlONe und $\beta'$ -SiYAlONe	21
2.2.3.5.	Die Sinterhilfsmittel $\text{CeO}_2$ , $\text{ZrO}_2$ und $\text{La}_2\text{O}_3$	25
2.2.3.6.	Vielkomponentige Oxidzusätze auf $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis	27
2.2.3.7.	Nichtoxidische Sinterhilfsmittel	29
2.2.3.8.	Einfluß von Verunreinigungen	30
2.3.	Herstellung von Siliziumnitrid-Formteilen	32
3.	Charakterisierung der untersuchten Materialien	36
3.1.	Chemische Zusammensetzung	36
3.2.	Einfache physikalische Eigenschaften	40
3.3.	Mikrostruktur	42
3.3.1.	Gefügeübersichten	43
3.3.2.	Das $\beta$ - bzw. $\beta'$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Korn	48
3.3.3.	Die Korngrenzenphase	50
3.3.3.1.	Kristallisationszustand der Korngrenzenphasen	50
3.3.3.2.	STEM-Röntgenmikroanalysen der Korngrenzenphasen	53
3.3.4.	Die Einschlüsse	57

4.	Das Oxidationsverhalten	60
4.1.	Grundlagen und Literaturlauswertung	60
4.1.1.	Kinetik des Oxidschichtwachstums	61
4.1.2.	Oxidationsverhalten reiner Siliziumbasiswerkstoffe	66
4.1.2.1.	Sauerstoffdiffusion durch $\text{SiO}_2$	67
4.1.2.2.	Oxidation von reinem Silizium	68
4.1.2.3.	Oxidation von "reinem" Siliziumnitrid	68
4.1.3.	Oxidationsverhalten technischer Siliziumnitridmaterialien	71
4.1.3.1.	Diffusionsvorgänge in mehrkomponentigen Silikatgläsern	71
4.1.3.2.	Oxidation von $\text{Si}_3\text{N}_4$ mit MgO-Sinterhilfsmittelzusatz	75
4.1.3.3.	Oxidation von $\text{Si}_3\text{N}_4$ mit $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Sinterhilfsmittelzusatz	78
4.1.3.4.	Oxidation von $\text{Si}_3\text{N}_4$ mit $(\text{Y}_2\text{O}_3+\text{Al}_2\text{O}_3)$ -Sinterhilfsmittelzusatz	81
4.1.4.	Temperaturabhängigkeit verschiedener Oxidationsgeschwindigkeitskoeffizienten	82
4.2.	Meßergebnisse	84
4.2.1.	HPSN (Mg)	85
4.2.2.	HPSN (Y)	90
4.2.3.	SSN (Y,Al,Ti)	93
4.2.4.	SSN (Y,Al)	95
4.2.5.	SRBSN (Y,Al,Mg)	97
4.2.6.	Temperaturabhängigkeit der parabolischen Oxidationsgeschwindigkeitskoeffizienten	99
4.3.	Diskussion	101
4.3.1.	Oxidationsmechanismus dichter Siliziumnitridwerkstoffe mit einer Magnesiumsilikat-Korngrenzenphase	101
4.3.2.	Logarithmischer Oxidationsmechanismus dichter Siliziumnitridwerkstoffe mit $\text{Y}_2\text{O}_3$ als Heißpresshilfsmittel	103
4.3.3.	Oxidationsmechanismus dichter Siliziumnitridwerkstoffe mit einer vielkomponentigen Korngrenzenphase auf $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis	105
5.	Das Kriechverhalten	108
5.1.	Grundlagen und Literaturlauswertung	108
5.1.1.	Kriechmechanismen	108
5.1.2.	Das Kriechverhalten von Siliziumnitrid mit deutlichen Korngrenzenphasenanteilen	110



5.2.	Meßergebnisse	113
5.2.1.	Zeit- und Temperaturabhängigkeit des Kriechens	113
5.2.1.1.	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> mit einer Magnesiumsilikatkorngrenzenphase	115
5.2.1.2.	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> mit einer Korngrenzenphase auf Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Basis	117
5.2.2.	Spannungsabhängigkeit des Kriechens	123
5.2.3.	Einfluß von Glühbehandlungen	128
5.3.	Diskussion	131
5.3.1.	Einfluß der Korngrenzenphasenzusammensetzung auf das Kriechverhalten	131
5.3.2.	Ein Verformungsmodell unter Berücksichtigung von Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgängen	133
6.	Mikrostrukturelle Veränderungen nach Oxidations- und Kriechversuchen	146
6.1.	Veränderungen der Mikrostruktur der verschiedenen Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> -Materialien durch Oxidationsprozesse	146
6.2.	Veränderungen der Mikrostruktur auf Grund von Kriechverformungsprozessen	153
7.	Zusammenfassung der Ergebnisse und Schlußfolgerungen	157
8.	Literaturverzeichnis	162

## 1. EINLEITUNG UND PROBLEMSTELLUNG

Seit menscheitsgeschichtlich frühester Zeit hängt der technische Fortschritt direkt mit dem Einsatz neuartiger Werkstoffe zusammen. Hauptziel werkstoffwissenschaftlicher Grundlagenforschung ist es daher, neue Werkstoffe zu entwickeln, bzw. die Eigenschaften vorhandener Materialien so zu optimieren, daß sich ihnen neue Anwendungsgebiete erschließen. Bei der Verbreiterung der technischen Werkstoffbasis sind neben der Eigenschaftsoptimierung zwei Punkte von besonderer Bedeutung: Wirtschaftlichkeit und Verfügbarkeit /1/.

Ähnlich den fossilen, haben auch mineralische Rohstoffe eine neue, politische Dimension erhalten. Länder, in denen sich Rohstofflagerstätten befinden, nutzen diese mehr und mehr als politisches Pfand in der Auseinandersetzung mit Rohstoffverbraucherländern. Konsequenz dieser Entwicklung ist es, daß Verfügbarkeit und Preis von Rohstoffen in Zukunft immer häufiger Einflußfaktoren ausgesetzt werden, die außerhalb marktwirtschaftlicher Regulationsmechanismen liegen.

Neben dem politischen Aspekt kann in einem geschlossenen System wie der Erde bei weiterem Verbrauch auch eine rein physische Verknappung der Ressourcen nicht ausgeschlossen werden - langfristig muß sogar bei allen nicht nachwachsenden Rohstoffen mit der allmählichen Erschöpfung der wirtschaftlich nutzbaren Vorkommen gerechnet werden /2,3/.

Unter Berücksichtigung eines solchen Anforderungsprofils bezüglich der Eigenschaften, der Wirtschaftlichkeit, der Rohstoffsicherung und der Umweltbelastung bei Herstellung und Einsatz nehmen keramische Werkstoffe ganz allgemein eine besondere Rolle ein; in wichtigen Anwendungsgebieten ist auch ein günstigerer Einsatz von Keramiken als von Metallen zu erwarten. Die Forschungsanstrengungen bei der Entwicklung einer solchen Hochleistungskeramik konzentrieren sich, nach vielen Versuchen mit verschiedenen Oxiden, Nitriden, Carbiden, Siliziden und Cermets, jetzt zum erheblichen Teil auf die Materialien Siliziumcarbid und Siliziumnitrid. Diese nichtoxidischen Sonderkeramiken auf Siliziumbasis sind auf Grund der Rohstoffversorgungssituation, als auch auf Grund des relativ

niedrigen Energiebedarfs zur Gewinnung und Herstellung /4/ besonders interessant.

Die Keramiken inhärente Sprödigkeit, ist eine der Hauptschwierigkeiten solche Werkstoffe als Bauteile in Anlagen einzufügen. Keramische Werkstoffe sind sehr empfindlich gegenüber mechanischen und thermischen Spannungsspitzen, da sie diese mangels plastischer Verformungsmöglichkeit nicht abbauen können. Die Vermeidung von Gefügefehlern, wie z.B. Poren und Einschlüsse, eine entsprechende Oberflächenbeschaffenheit und eine keramikgerechte Konstruktion (keine hohen Zugspannungen, werkstoffgerechte Verbindungen) sollen extreme Spannungskonzentrationen, die zum Versagen des Bauteils führen können, verhindern. Eine besondere Bedeutung kommt hierbei der Verbindung zwischen keramischen und metallischen Bauteilen zu /5/. Spannungen, die hier z.B. aus unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten resultieren, sind unvermeidbar, müssen aber durch geschickte konstruktive Gestaltung minimiert werden. Genau diesem Problem der keramikgerechten Konstruktion wird sich ein Anfang 1985 gegründetes Institut an der Fakultät Maschinenbau der Universität Karlsruhe stellen.

Speziell Siliziumnitrid findet in technischem Maßstab bereits Verwendung als Schneidkeramik /6,7/, Kugellager /8/, Gleitring, Wärmetauscherrohr, Walze /29/, Mahlapparat /9/ und Ölbrennerverdampferdüse /10/.  $\text{Si}_3\text{N}_4$  wird auch als Coating für hochschmelzende Metalle verwendet /11/. Ingenieurtechnische Anwendungen von besonderer Bedeutung werden in Dieselmotoren /12,13,29/, Gasturbinen /4,14,15/, Solarenergieanlagen /16,17/, und Fusionsreaktoren /18,19/ erwartet.

Höchste Ansprüche bezüglich Materialeigenschaften und Bauteilgestaltung stellt die Gasturbine; aus diesem Grunde wird besonders in den USA und Deutschland durch staatliche Programme zur Werkstoff- und Bauteilentwicklung die Forschung zum Einsatz keramischer Materialien in Gasturbinen gefördert /20-24/. Ziel dieser Anstrengungen ist es, Wärmetauscher, Brennkammer, Turbinenscheibe, Leit- und Laufschaufeln aus keramischen Werkstoffen zu fertigen. Hierbei werden Materialtemperaturen erreicht, die um bis zu  $300^\circ\text{C}$  höher liegen als bei herkömmlichen Superlegierungen (Abb. 1.1.).

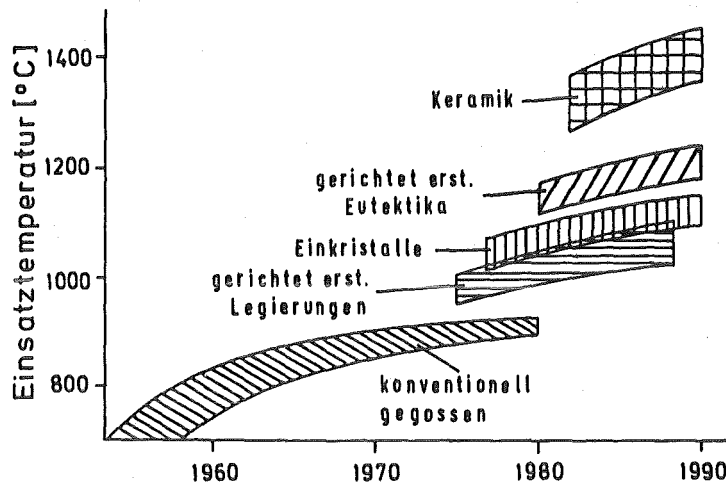


Abb. 1.1.: Entwicklung der Einsatztemperaturen verschiedener Hochtemperaturwerkstoffe (nach /27/).

Eine starke Erhöhung der Spitztemperatur des Gases im Joule-Brayton-Prozess ergibt eine wesentlich höhere spezifische Leistung und auch die Möglichkeit zur Luftvorwärmung. Eine solche Erhöhung der Gastemperatur kann auch bei filmgekühlten metallischen Schaufeln z.B. in Flugtriebwerken erfolgen; in einer wesentlich kleiner bauenden Automobilgasturbine würde aber eine Filmkühlung metallischer Schaufeln, durch verhältnismäßig größere Strömungsverluste, den Wirkungsgrad der Maschine deutlich absenken.

Eine wirtschaftliche Automobilgasturbine muß also, bedingt durch die höhere Gastemperatur, auch höhere Materialtemperaturen zulassen, welche wiederum nur mit Keramik zu erreichen sind. Durch Verwendung eines keramischen Vorwärmers läßt sich in der Automobilgasturbine auch  $\eta_{th}$  verbessern. In Verbindung mit einem erheblich geringeren Gewicht der Turbine gegenüber herkömmlichen Ausführungen aus Superlegierungen, führt dies zu einem stark reduzierten Brennstoffverbrauch. Materialbelastungsprofile für das höchstbeanspruchte Teil, ein Keramik-Gasturbinenlaufrad, und die daraus sich ergebenden Ansprüche an Festigkeit und Oxidationsbeständigkeit wurden in /25/ dargelegt.

Zur Wirtschaftlichkeit eines solchen Systems gehört aber vor allem auch eine leichte Herstellbarkeit komplizierter Formteile. Solche fortge-

schrittenen Herstellungsmethoden von Siliziumnitrid, wie sie in Abschnitt 2.3. beschrieben werden, bedingen allerdings deutliche Mengen an Sinterhilfsmitteln; die Erreichung hoher Dichten wird durch im Material vorhandene, liquidustemperatursenkende Verunreinigungen (wie z.B. CaO) noch gefördert. Die Art, Menge und Zusammensetzung dieser Zusätze aber beeinflussen, zusammen mit den Verunreinigungen, die Eigenschaften dieser Bauteile bei den angestrebten Einsatztemperaturen.

Ziel dieser Arbeit ist es daher, den Zusammenhang zwischen der Mikrostruktur verschiedener Siliziumnitridmaterialien und deren Eigenschaften im Hochtemperaturbereich zu untersuchen. Über einen weiten Temperaturbereich ( $900^0$ - $1500^0$ ) werden die Oxidations- und Kriecheigenschaften von Siliziumnitrid mit verschiedenen Korngrenzenphasen näher erläutert und der Bezug zur Mikrostruktur hergestellt.

## 2. DIE WERKSTOFFPALETTE SILIZIUMNITRID -

### AUFBAU, HERSTELLVERFAHREN, SINTERHILFSMITTEL

Technisches Siliziumnitrid ist nicht ein Werkstoff mit der chemischen Zusammensetzung  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , sondern eine ganze Werkstoffpalette, die sich durch die verschiedenen Herstellverfahren entwickelt hat. In der Regel besteht technisches Siliziumnitrid aus  $\beta$ - oder  $\beta'$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern und einer amorphen bzw. teilweise auskristallisierten Silikat- bzw. Oxinitrid-Korngrenzenphase. Eine reine Feststoffsinterung führt bei dem kovalent gebundenen  $\text{Si}_3\text{N}_4$  nicht zu dichten Festkörpern, da die Selbstdiffusionskoeffizienten sehr klein sind /30/. Daher fügt man dem  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Pulver Sinteradditive hinzu, welche bei Sintertemperatur mit  $\text{Si}_3\text{N}_4$  und der auf den Pulverpartikeln immer vorhandenen  $\text{SiO}_2$ -Schicht eine Schmelzphase bilden. Durch Teilchenumlagerung, Lösung und Wiederausscheidung von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  und durch Diffusionsvorgänge in der Schmelze wird eine Verdichtung des Pulverpresslings erzielt. Der Diffusionskoeffizient des Stickstoffs in einer solchen Schmelzphase ist dann ungefähr 2 bis 3 Größenordnungen größer als im  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Die nach der Erstarrung zurückbleibende Korngrenzenphase aber bewirkt eine Verschlechterung der thermischen und mechanischen Eigenschaften bei den erstrebten Einsatztemperaturen.

Da dieser mikrostrukturelle Aufbau vor allem für die Hochtemperatureigenschaften hauptverantwortlich ist, soll auf die einzelnen Gefügebestandteile näher eingegangen und die sich daraus ergebenden Herstellungsmöglichkeiten vorgestellt werden.

#### 2.1. Kristallstruktur des Siliziumnitrids

Siliziumnitrid ist in zwei hexagonalen Modifikationen bekannt; sie werden mit  $\alpha$ - und  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  bezeichnet /31,32/. Ähnlich den  $\text{SiO}_4$ -Tetraedern in den diversen  $\text{SiO}_2$ -Modifikationen, besteht Siliziumnitrid aus einer schwach verzerrten, tetraedrischen  $\text{SiN}_4$ -Grundeinheit. Die  $\text{SiN}_4$ -Tetraeder sind

durch ein in der Mitte liegendes Si-Atom und durch 4 auf den Tetraeder-  
ecken liegende N-Atome gekennzeichnet. Die Elektronenkonfiguration der  
Atomhülle hat beim Silizium die Gestalt:  $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^2$ , beim Stick-  
stoff:  $1s^2 2s^2 2p^3$ . In der Bindung Si-N weist Silizium  $sp^3$ -Hybridorbitale  
auf (sie sind in die Ecken des  $SiN_4$ -Tetraeders gerichtet), Stickstoff  
dagegen bildet  $sp^2$ -Hybridorbitale (drei Orbitale in einer Ebene)  
(vgl. Abb. 2.1.).

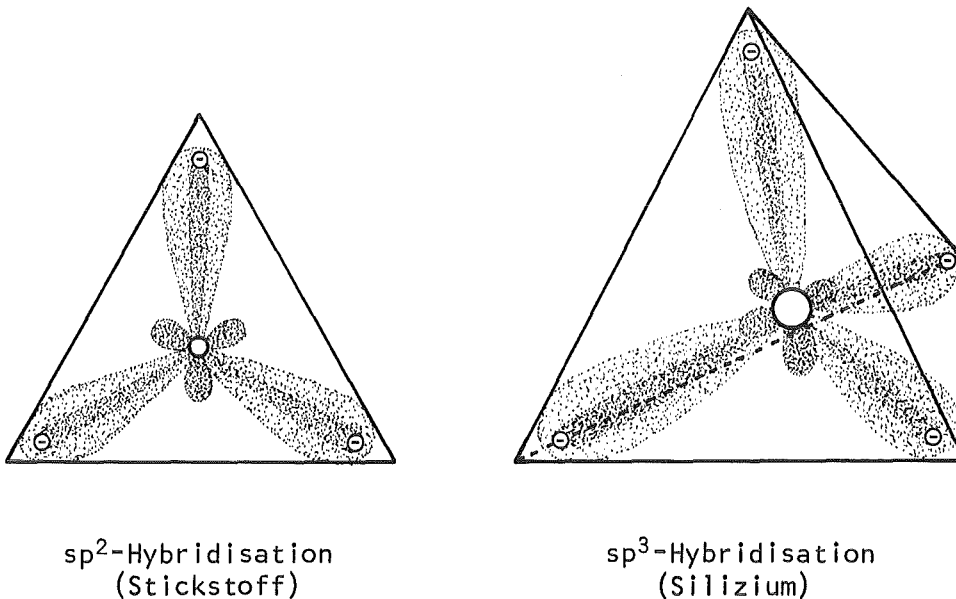


Abb. 2.1.: Hybridorbitale der bei der Si-N Bindung beteiligten Atome  
Silizium und Stickstoff.

Jeweils ein  $sp^2$ -Hybridorbital des Stickstoffs überlappt sich mit einem  
 $sp^3$ -Hybridorbital des Siliziums ( $\sigma$ -Bindung) und ergibt so den kovalenten  
Bindungscharakter des  $Si_3N_4$ . Da noch weitere zwei  $sp^2$ -Hybridorbitale des  
Stickstoffs frei sind, lagern sich an ihnen weitere  $SiN_4$ -Tetraeder an.  
So kommt es zu den Koordinationszahlen von je 3 Siliziumatomen als  
nächste Nachbarn des Stickstoffs und je 4 Stickstoffatomen als nächste  
Nachbarn des Siliziums /33/. Ob das nach der  $sp^2$ -Hybridisation zusätz-  
lich vorhandene vollbesetzte  $p$ -Orbital, das senkrecht auf die  $sp^2$ -  
Orbitale steht, durch  $\pi$ -Bindungsanteile ebenfalls an der Silizium-Stick-  
stoffbindung beteiligt ist, ist nicht gesichert. Diese zusätzlichen  $\pi$ -  
Bindungen würden im Vergleich zur reinen  $\sigma$ -Bindung zu einer um ein Drittel

verstärkten Bindung Si-N führen /34,35/. Da Silizium (EN = 1,8) und Stickstoff (EN = 3,0) eine Elektronegativitätsdifferenz von 1,2 haben, muß mit einer unsymmetrischen Ladungsverteilung zwischen Si und N gerechnet werden. Dies führt zu einem teilweisen Ionenbindungscharakter, der bei einer Elektronegativitätsdifferenz von 1,2 in einer Einfachbindung etwa 30% beträgt /36/. Aus diesen  $\text{SiN}_4$ -Tetraedergrundeinheiten wird bei beiden Modifikationen ( $\alpha, \beta$ ) ein hexagonales Kristallgitter aufgebaut. Das Verhältnis der Gitterparameter  $c/a$  der  $\alpha$ -Phase ist etwa doppelt so groß, wie das der  $\beta$ -Phase. Die Elementarzelle der  $\alpha$ -Phase hat die Zusammensetzung  $\text{Si}_{12}\text{N}_{16}$ , während die  $\beta$ -Elementarzelle die Zusammensetzung  $\text{Si}_6\text{N}_8$  hat /33/. Die beiden Modifikationen des  $\text{Si}_3\text{N}_4$  unterscheiden sich nur durch eine unterschiedliche Stapelfolge der Basisebenen der Tetraeder in Richtung der  $c$ -Achse im hexagonalen Gitter. Gegenüber der ABAB Stapelfolge der  $\beta$ -Phase, besteht die  $\alpha$ -Phase jeweils aus einer  $\beta$ -Anordnung und deren Spiegelbild, sodaß hier eine Stapelfolge ABCDABCD zustande kommt /33/. Beide Modifikationen werden unter vielfältigen Bedingungen nebeneinander gebildet. Während die Struktur der  $\beta$ -Phase abgesichert zu sein scheint, bestehen jedoch Unsicherheiten über Existenzbereich und Struktur der  $\alpha$ -Phase. Die  $\text{Si}_6\text{N}_8$ -Elementarzelle der  $\beta$ -Phase hat eine ähnliche Struktur wie Phenakit ( $\text{Be}_2\text{SiO}_4$ ). Be-Atome sind durch Si, O-Atome durch N ersetzt (Abb. 2.2.).

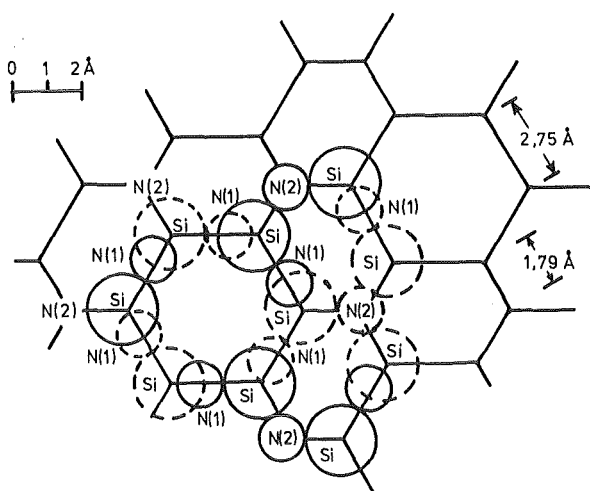


Abb. 2.2.: nach /34/, Atomanordnung im  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

(Die  $z$ -Richtung ist senkrecht zur Papierebene. Durchgehende Linien liegen in der Papierebene; gestrichelte 0,5  $z$  oberhalb oder unterhalb der Papierebene.)



Durch die hexagonale Anordnung eröffnet sich in c-Richtung ein Leerraum mit einem Durchmesser von etwa 0,3 nm. In diesem Leerraum, der sich durch das ganze  $\beta$ -Gitter erstreckt, können auch große Atome diffundieren. Gitterparameter und Dichte der  $\beta$ -Modifikation können wie folgt angegeben werden:

$$a=0,7603\dots 0,7608 \text{ nm}, c=0,290\dots 0,2912 \text{ nm}, \rho=3,19 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \text{ /38/}.$$

Nachdem die  $\alpha$ -Phase zunächst für die Niedertemperaturmodifikation, während  $\beta$ - für die Hochtemperaturmodifikation, dann  $\alpha$  für eine Phase großen Sauerstoffpotentials oder gar eine Oxinitridphase gehalten wurde /39,40/, werden inzwischen  $\alpha$ - und  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  als polymorphe Siliziumnitridphasen angesehen /35,41,42,43/. Der hexagonale Leerraum wie in der  $\beta$ -Phase tritt hier zwar auch auf, wird aber durch engere Kanäle ( $d = 0,14 \text{ nm}$ ) unterbrochen. Große Fremdatome sollten im  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  nicht so leicht diffundieren, wie in der  $\beta$ -Modifikation. Angaben zum Aufbau des  $\alpha$ -Gitters werden in /38/ wie folgt gemacht:

$$a=0,7748\dots 0,7765 \text{ nm}, c=0,5614\dots 0,5691 \text{ nm}, \rho=3,17\dots 3,19 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}.$$

Die  $\alpha$ -Phase ist die Phase mit dem größeren Energiegehalt. Das geringfügig größere Molvolumen des  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  soll kinetisch die Entstehung dieser Phase begünstigen /41/. Die Umwandlung von  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  in die thermodynamisch günstigere  $\beta$ -Modifikation geschieht in Gegenwart eines Mineralisators bei Temperaturen oberhalb  $1400^\circ\text{C}$ . Da die Energieänderung beim Übergang von der  $\alpha$ - in die  $\beta$ -Phase relativ gering ist, geht diese Umwandlung verhältnismäßig langsam vor sich /44/. Die Umwandlung von  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  in  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  wurde in /45/ beschrieben.

Da aber in den in dieser Arbeit behandelten, dichten Siliziumnitridmaterialien nur sehr geringe bzw. gar keine  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  Anteile vorhanden sind, soll hier auf eine nähere Erläuterung der  $\alpha$ -Struktur verzichtet werden.

## 2.2. Sinterprozesse in kovalent gebundenen Festkörpern

Wie in Abschnitt 2.1. beschrieben hat die Siliziumnitridbindung hauptsächlich kovalenten Charakter; die Selbstdiffusionskoeffizienten, vor allem des Stickstoffs sind sehr niedrig. Wie können solche Materialien überhaupt gesintert und verdichtet werden, welche Möglichkeiten ergeben sich speziell beim  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , das Sinterverhalten zu verbessern und welche technisch nutzbaren Herstellverfahren ergeben sich hieraus ?

### 2.2.1. Der Sintervorgang - Ursache und Mechanismen des Materietransports

Sintern ist ein aktivierter Massetransport in einem überwiegend festen Körper, wobei Materialverbindungen verstärkt und/oder die Porengeometrie verändert wird. Die freie Enthalpie des Systems wird erniedrigt /46/. Ein Pulverpressling hat einen Überschuss an freier Enthalpie in Form von Oberflächenenergie und Gitterenergie. Der Überschuss an Oberflächenenergie resultiert aus der stark vergrößerten spezifischen Oberfläche eines Pulverkörpers. Die Oberflächenenergie setzt sich zusammen aus der Energie der inneren Oberfläche und der äußeren Oberfläche. Der Überschuss an Gitterenergie in einem Pulverkörper resultiert daraus, daß die Zahl von null-dimensionalen Gitterfehlern durch Gitterverzerrungen erheblich über der thermischen Gleichgewichtskonzentration liegt. Die Natur hat das Bestreben diese freie Enthalpie vorwiegend durch thermisch aktivierten Massetransport zu verringern. Dies erfolgt durch Absenken der Oberflächenenergie (Verkleinerung der freien Oberfläche durch Kornhalswachstum und Sphäroidisierung), durch eine Verringerung der Gitterenergie (Umorientierung und Neubildung des Gitters) und bei Anwesenheit einer flüssigen Phase durch Abbau der Kapillarkräfte beim Schließen der Porenkanäle /47/.

Dieser Materietransport kann nach folgenden Mechanismen ablaufen:

a. Bewegung ganzer Gitterbezirke über größere Strecken:

- Korngrenzgleiten
- plastisches Fließen
- (viskoses Fließen)

b. Bewegung einzelner Atome über größere Strecken:

- Gitterdiffusion über Fehlstellen
- Gitterdiffusion über Zwischengitterplätze
- Korngrenzendiffusion
- Oberflächendiffusion
- Verdampfung und Wiederankondensation

Mit Ausnahme der Oberflächendiffusion und der Verdampfung und Wiederankondensation führen alle aufgeführten Mechanismen zu einer Annäherung der Teilchenmittelpunkte und damit zu einer Schwindung der Probenmaße.

Da keramische Systeme nur selten als reine Einstoffsysteme gesintert werden, sondern fast immer durch Zusätze und Verunreinigungen ein Flüssigphasensintern erreicht wird, treten einzelne Mechanismen besonders in den Vordergrund. Eine gute Benetzbarkeit des Feststoffes durch die flüssige Phase ist notwendig, um eine bessere Verdichtung zu erreichen. Der Randwinkel  $\theta$  muß gegen Null gehen um eine gute Benetzbarkeit zu gewährleisten so, daß die Feststoffteilchen vollkommen von der Schmelzphase umgeben sind. Die Kapillarkräfte lagern dann die Teilchen so um, daß minimale Porenoberflächen und maximale Packungsdichten erreicht werden (Rearrangement). Die Teilchen gleiten in einem viskosen Fließprozeß aneinander vorbei; die Kinetik dieses Vorganges kann beschrieben werden durch die Abhängigkeit /48/:

$$\frac{\Delta L}{L_0} \sim t^{1+\gamma}$$

Hierbei ist der Exponent  $1+\gamma$  etwas größer als 1, da der Kapillardruck  $p_0$ , also die treibende Kraft, mit abnehmendem Poren- bzw. Kapillardurchmesser zunimmt. Bei Sekundärphasenmengen  $< 35\text{Vol.}\%$  müssen für eine vollständige Verdichtung neben der Umlagerung noch weitere Mechanismen ablaufen /48/.

Ist der Feststoff in der Flüssigkeit löslich, wie z.B. auch im System  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Silikat- und/oder Oxinitridphase, so kann eine weitere Verdichtung durch Lösung, Diffusion in der Schmelzphase und Wiederausscheidung erzielt werden.

Durch welche Mechanismen kommt es nun zu einem Lösungs-Wiederausscheidungsvorgang in einem realen Gefüge mit flüssiger Phase ?

Zum einen ist das Benetzungsverhalten der Schmelzphase, also die Einstellung des durch die Grenzflächenenergien  $\gamma_{ss}$  und  $\gamma_{sl}$  bestimmten Dihedralwinkels  $\phi$  von Bedeutung.

$$\cos \frac{\phi}{2} = \frac{\gamma_{ss}}{2\gamma_{sl}}$$

Da  $\gamma_{ss}$  in der Regel viel größer ist als  $\gamma_{sl}$ , ergeben sich so Dihedralwinkel  $\phi$  zwischen  $0^\circ$  und  $90^\circ$ . Bei  $0^\circ$  wären kugelförmige Körner ohne gegenseitige Berührung in der Schmelzphase vorhanden, bei größeren Dihedralwinkeln nimmt die Anzahl der Kontakte zwischen 2 festen Körnern und die Tendenz zur Bildung kugelförmiger Schmelzphaseneinschlüsse zu.

Die Einstellung der Dihedralwinkel führt zu einer Krümmung der Grenzflächen. Bei unterschiedlicher Korngröße, also unterschiedlicher Krümmung werden kleine, stark gekrümmte Teilchen gelöst, während große Teilchen weiter anwachsen.

Zum zweiten, und hier viel wichtiger, bewirkt die durch den Kapillardruck erzeugte Spannung an den Kontaktstellen zwischen zwei Teilchen eine erhöhte Löslichkeit.

Zum dritten können die inneren Spannungen in einem Pulverkörper durch von außen aufgegebenen Druck verstärkt werden, was dann natürlich dieselbe erhöhte Löslichkeit an Partikelkontaktstellen zur Folge hat; dieser Vorgang spielt z.B. beim Heißpressen eine große Rolle.

Das gelöste Material diffundiert an weniger belastete Stellen im Gefüge, wodurch eine Annäherung der Teilchenmittelpunkte, also eine Schwindung erreicht wird. Die Verdichtungsgeschwindigkeit über Lösungs- Diffusions- und Wiederausscheidungs Vorgänge ist geringer als beim Umlagerungs- (Rearrangement) prozeß. Ist die Diffusion in der Schmelzphase geschwindigkeitsbestimmend, so läßt sich das Verdichtungsverhalten beschreiben durch /48/:

$$\frac{\Delta L}{L_0} = C_D \cdot r^{\frac{1}{3}} \cdot t^{\frac{4}{3}}$$

Ist dagegen die Phasengrenzreaktion geschwindigkeitsbestimmend durch /48/:

$$\frac{\Delta L}{L_0} = C_K^{\frac{1}{3}} \cdot r^{-1} \cdot t^{\frac{1}{2}}$$

In der Konstanten  $C_D^I$  ist der Diffusionskoeffizient des gelösten Feststoffes in der Schmelze bestimmend, in  $C_K^{\prime\prime}$  dagegen die Lösungsgeschwindigkeit. In beiden Konstanten sind neben der Temperatur und der Grenzflächenspannung, noch kinetische und sterische Größen enthalten.

Haben sich im Sinterendstadium durch die obengenannten Mechanismen geschlossene, gasgefüllte Poren gebildet, so kommen die Sintervorgänge fast zum Stillstand, wenn dieses Gas nicht leicht abdiffundieren kann; der in den Poren steigende Gasdruck wirkt dann nämlich den Grenzflächenkräften entgegen.

#### 2.2.2. Möglichkeiten zur Verbesserung des Sinterverhaltens von $Si_3N_4$

Nachdem nun die allgemein möglichen Sintermechanismen vorgestellt worden sind, ergibt sich nun die Frage, welche Maßnahmen zur Verbesserung des Sinterverhaltens speziell von Siliziumnitrid ergriffen werden können.

Um dies zu beantworten, müssen zunächst die Ursachen der schlechten Sinterfähigkeit genauer umrissen werden:

- Die Anwendung hoher Temperaturen ist beim  $Si_3N_4$  problematisch, da bei  $\sim 1900^{\circ}C$  und einem Stickstoffpartialdruck von 1 bar die Dissoziation nach folgender Gleichung einsetzt:



Um die Zersetzung beim Sintern zu verhindern, muß die Verflüchtigung dieser Gase bzw. entsprechender Gase der Sinterhilfsmittel und des  $SiO_2$  verhindert werden.

Die Temperaturabhängigkeit dieser Zersetzung zeigt Abb. 2.3..

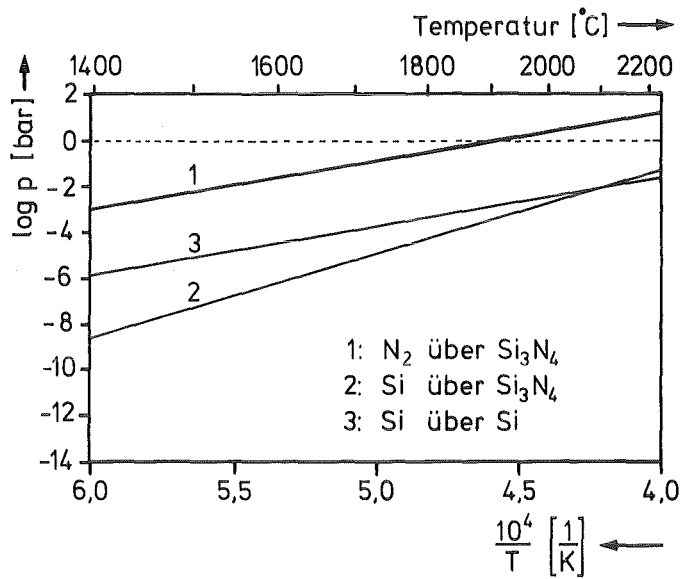


Abb. 2.3.: Gleichgewichtspartialdrücke über  $\text{Si}_3\text{N}_4$  und Si.

- Die Selbstdiffusionskoeffizienten sind wegen der festen, kovalenten Bindung des  $\text{Si}_3\text{N}_4$  bei den anwendbaren Temperaturen zu gering (Abb. 2.4.).

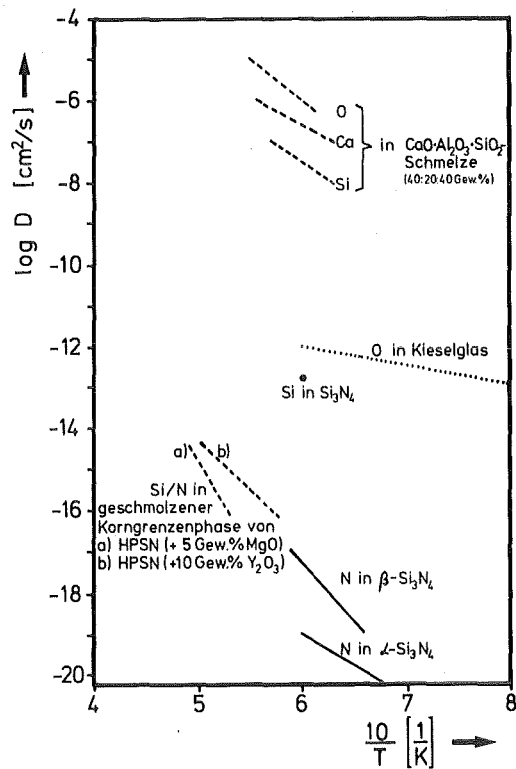


Abb. 2.4.: Diffusionskoeffizienten in verschiedenen Materialien (nach /30/).

- Durch bei diesen Temperaturen ablaufende Kornvergrößerungsvorgänge (hervorgerufen durch Oberflächendiffusion oder Verdampfungs-Wiederankondensationsprozesse) wird die Oberflächenenergie vermindert.
- Thermodynamisch stabilere Oxidschichten auf den Pulverpartikeln haben kleinere Oberflächenenergien und wirken als Diffusionsbarrieren für den Stickstoff. Die Verringerung der Oberflächenenergien stellt aber eine Abnahme der wirksamen Sinterkräfte dar.

Es ergeben sich so folgende Möglichkeiten zur Verbesserung des Sinterverhaltens /49/:

- Durch eine Erhöhung des Stickstoff-Partialdruckes kann die Zersetzungsgeschwindigkeit des  $\text{Si}_3\text{N}_4$  gesenkt, oder durch die dann möglichen, höheren Temperaturen die Diffusion verstärkt werden.
- Mit steigender Gründichte von Formteilen steigt die Sinterfähigkeit durch eine Verkürzung der Diffusionswege und einen intensiveren Kontakt der Partikeloberflächen an. Die Gründichte wird stark durch die Formtechnik, die Partikelgröße, Partikelgrößenverteilung, Partikelform und die Anwendung von Druck (Partikelzerkleinerung und/oder Partikelneuanordnung) beeinflusst.
- Die Anwendung von feinkörnigerem Ausgangspulver erhöht die verfügbare Oberflächenenergie als Triebkraft des Sintervorganges, verkürzt die Diffusionswege und erhöht den Volumen- oder Korngrenzenmaterialtransport. Für das Sintern werden Siliziumnitridpulver, die über eine Gasphasenreaktion aus  $\text{SiCl}_4$ ,  $\text{SiF}_4$  oder  $\text{SiH}_4$  und  $\text{NH}_3$  oder  $\text{N}_2/\text{H}_2$  hergestellt wurden, bevorzugt. Diese haben sehr geringe Partikelgröße ( $0,5 \mu\text{m}$ ) und hohe spezifische Oberflächen ( $10-20 \text{ m}^2/\text{g}$ ). Pulver dagegen, die durch Nitridierung von Silizium hergestellt wurden, haben eine größere Partikelgröße ( $1-2 \mu\text{m}$ ), geringere spezifische Oberfläche ( $1-2 \text{ m}^2/\text{g}$ ) und Reinheit.
- Durch ein Absenken des Verhältnisses von Korngrenzenenergie zu Oberflächenenergie wird die Verdichtbarkeit von z.B.  $\beta\text{-SiC}$  verstärkt /50/. Bor und Kohlenstoffzusätze zu ultrafeinem  $\beta\text{-SiC}$  Pulver sollen dieses Verhältnis reduzieren. Kohlenstoff bewirkt außerdem eine Entfernung der  $\text{SiO}_2$ -Schichten von den Partikeln. Siliziumnitrid auf ähnliche Weise zu Sintern führt wegen der  $\alpha \rightarrow \beta$  Umwandlung zu Schwierigkeiten; sie bewirkt

einen Wechsel in der Morphologie der Körner und kann außerdem von Veränderungen der Zusammensetzung und der Bildung sekundärer Phasen begleitet sein.

- Die Bildung von Gitterdefekten kann ebenfalls eine Erhöhung der Sinterfähigkeit bewirken. Im Siliziumnitrid führt die Substitution von Metallkationen ( $\text{Al}^{3+}$  anstelle von  $\text{Si}^{4+}$ ) und Anionen ( $\text{O}^{2-}$  anstelle von  $\text{N}^{3-}$ ) zur Bildung von Leerstellen in der Siliziumnitridstruktur; auf diese Weise werden die Diffusionskoeffizienten erhöht und der Massentransport beschleunigt /51,52/.
- Da Siliziumnitrid im reinen Zustand nicht sinterbar ist, werden Zusätze, die eine Flüssigphasenbildung bewirken, zur Förderung der Sinterfähigkeit zugegeben; dies ist beim  $\text{Si}_3\text{N}_4$  der wirksamste Beitrag zur Sinterförderung. Verschiedene Oxidzusätze ( $\text{MgO}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CeO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$ ) bilden im Siliziumnitrid amorphe oder kristalline Korngrenzenphasen; diese sind Silikate und/oder Oxynitride. Die Hochtemperatureigenschaften dieser Materialien konnte durch die Anwendung von Zusätzen, die refraktäre Phasen bilden, erhöht werden. Um die Korngrenzenphasen und die Bildung flüssiger Silikate zu verringern, wurden auch Nichtoxidische Zusätze wie  $\text{Mg}_3\text{N}_2$ ,  $\text{Be}_3\text{N}_2$  und  $\text{Mg}_2\text{Si}$  untersucht /53/.

Meistens wird eine Kombination mehrerer Möglichkeiten angewandt, um der thermischen Zersetzung bei hohen Temperaturen entgegen zu wirken und gleichzeitig die Diffusionsprozesse zu fördern, die die Verdichtung erhöhen. Die Verwendung von Ausgangspulvern mit hoher spezifischer Oberfläche, von Sinterhilfsmitteln, die flüssige Phasen bilden, und die Anwendung von hohem Stickstoffüberdruck sind die wirksamsten Möglichkeiten um die Sinterfähigkeit zu erhöhen. Die Hochtemperatureigenschaften eines, wie auch immer verdichteten,  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Formteils hängen aber vor allem von der Art, Menge und Zusammensetzung der verwendeten Sinterhilfsmittel ab.



### 2.2.3. Einfluß der Sinterhilfsmittel und Verunreinigungen

Da die verschiedenen Sinterhilfsmittel, die bei der Verdichtung von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  verwendet werden, den größten Einfluß sowohl auf die Verdichtung, wie auch auf die späteren thermischen und mechanischen Hochtemperatureigenschaften haben, sollen die gängigen Zusätze genauer besprochen werden. In den meisten Untersuchungen wurden Oxidzusätze ( $\text{MgO}$ ,  $\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) verwendet, um die Sinterfähigkeit des Siliziumnitrids zu erhöhen. Es wurden auch Versuche mit einzelnen nichtoxidischen Zusätzen wie  $\text{Mg}_3\text{N}_2$  oder  $\text{MgSi}_2$  usw. unternommen. In Einzelversuchen wurden auch exotische Oxide, Nitride und Silizide von etwa 20 verschiedenen metallischen Elementen, vor allem der ersten bis dritten Hauptgruppe des Periodensystems (Li, Be, Mg, Al) der Übergangselemente (Sc, Ti, Fe, Y, Zr) und der Lanthanide (La, Ce, Sm, Gd, Yb) verwendet /54/. Die Wirksamkeit eines Sinterhilfsmittels hängt, neben Anwesenheit und Lage des Eutektikums im entsprechenden System, von dem Viskositätsverlauf der flüssigen Phase und deren Benetzungs- bzw. Lösungsverhalten von Siliziumnitrid ab. Diese Faktoren sind aber leider für viele potentielle Additive nicht genau bekannt. Prinzipiell läuft aber die Verdichtung mit den verschiedenen Zusätzen immer gleich ab; die Sinterhilfsmittel und die Verunreinigungen reagieren mit dem auf dem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  vorhandenen  $\text{SiO}_2$  zu einer Schmelzphase (Flüssigphasensinterung) und bleiben nach dem Abkühlen als kristalline und/oder amorphe Silikat- und/oder Oxinitridphase zurück. Diese Korngrenzphase bestimmt dominierend die späteren Hochtemperatureigenschaften.

#### 2.2.3.1. Das Sinterhilfsmittel $\text{MgO}$

Magnesiumoxid war der erste, weit verbreitete Zusatz beim Heißpressen von Siliziumnitrid. Mit Ausnahme von Sintervorgängen in Hochdruck- $\text{N}_2$ -Atmosphären, ist dieser Zusatz für das drucklose Sintern aber nicht so effektiv /56/.

Bei der Verdichtung von Siliziumnitrid mit  $\text{MgO}$ -Zusatz wurden keine Veränderungen der Gitterparameter von  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  beobachtet, was vermuten läßt,

daß die  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Struktur kein Magnesium bzw. Sauerstoff aufnimmt. Bei der Heißpress- oder Sintertemperatur bildet aber das  $\text{MgO}$  mit dem an der Oberfläche der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Partikel vorhandenen  $\text{SiO}_2$  und den Verunreinigungen (z.B.  $\text{CaO}$ ) eine flüssige Phase; auch das  $\text{Si}_3\text{N}_4$  selbst, wirkt aktiv an dieser Schmelzphasenbildung mit, da das tiefste  $\text{MgO-SiO}_2\text{-Si}_3\text{N}_4$ -Eutektikum ( $\sim 1515^\circ\text{C}$ ) tiefer liegt, als das  $\text{MgO-SiO}_2$ -Eutektikum (Abb. 2.5.).

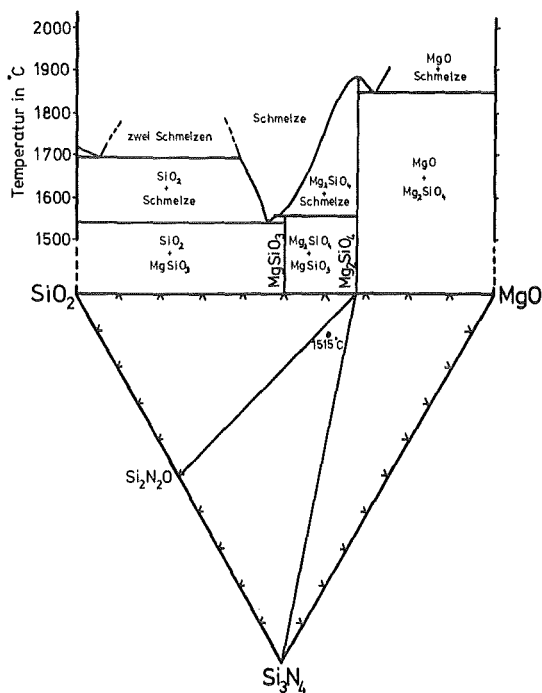


Abb. 2.5.:  
Phasenbeziehungen im  
System  $\text{MgO-SiO}_2\text{-Si}_3\text{N}_4$

Versuche, durch Zugabe von  $\text{CaO}$  zur ternären, eutektikalen Zusammensetzung den Verunreinigungseinfluß zu simulieren, haben gezeigt, daß dann die eutektische Temperatur auf  $< 1325^\circ\text{C}$  sinken kann /55/. Andere Verunreinigungen, die gewöhnlich im  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Pulver vorhanden sind, speziell des Aluminiums und des Eisens, könnten ebenfalls ein Absenken der eutektischen Temperatur im realen Sinterkörper bewirken.

Wird nach der Sinterung abgekühlt, verschwindet der letzte Anteil flüssiger Phase bei der eutektischen Temperatur. Erfolgt die Erstarrung der Schmelze in den kristallinen Zustand bzw. gelingt es die Korngrenzenphase vollständig auszukristallisieren, so tritt beim erneuten Aufheizen bis zur eutektischen Temperatur keine Schmelze, aber auch kein starkes Erweichen

des Materials auf. Oberhalb der eutektischen Temperatur wird aber ein rapider Eigenschaftenverfall eintreten. Erfolgt die Erstarrung der Schmelze dagegen amorph, weist die Korngrenzenphase deutlich (100-300°C /55/) unterhalb der eutektischen Temperatur eine Erweichung auf, durch die die mechanischen Eigenschaften stark beeinträchtigt werden.

Bei MgO als Sinterhilfsmittel bleibt nach der Sinterung die gebildete Schmelzphase als Oxinitridglas an den Korngrenzen zurück /57,58,59/. Schon kleine Konzentrationen an Stickstoff (< 1 at%) in oxidischen Gläsern erhöhen deren Erweichungstemperatur, Viskosität und deren Widerstand gegen Entglasung /60,61,62,63/; Verunreinigungen, wie alkalische und erdalkalische Oxide, senken die Glasviskosität in solchen Systemen gravierend /64/. Der Erweichungsbeginn des Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> mit MgO-Zusatz wird vom MgO-SiO<sub>2</sub>-Verhältnis und von der Art und Menge der Verunreinigungen, die in der Glasphase konzentriert sind, bestimmt /65/.

#### 2.2.3.2. Das Sinterhilfsmittel Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Yttriumoxid wurde erst nach dem Magnesiumoxid als Sinterhilfsmittel des Siliziumnitrids entdeckt; die mit Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> verdichteten Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Materialien weisen deutlich bessere Hochtemperatureigenschaften, als mit MgO verdichtetes Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> auf. Nur mit Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> versetztes Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> läßt sich zwar durch Heißpressen verdichten, sintert jedoch kaum drucklos zu hohen Dichten /66-69/. Die Dimensionen der Einheitszelle von  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> bleiben konstant, woraus geschlossen werden kann, daß sich auch kein Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in der  $\beta$ -Struktur löst /70/. In Abb. 2.6. sind nach Angaben mehrerer Autoren /68,71-73/ die Phasenbeziehungen des Systems Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> zusammengefaßt. Abb. 2.6. zeigt, daß auch hier das tiefere Eutektikum im ternären System Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-SiO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bei  $\sim 1520^{\circ}\text{C} + 15^{\circ}\text{C}$  /74/ liegt; im binären System Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> liegt das tiefste Eutektikum bei  $\sim 1660^{\circ}\text{C}$  /73/. In einer neueren Literaturstelle /75/ wird das tiefste binäre Eutektikum des Systems Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> gar mit  $1440^{\circ}\text{C}$  angegeben. Diese Schmelzphasen sind jedoch wesentlich viskoser und weniger reaktiv, als die entsprechenden Mg-Si-O-N Schmelzphasen /75/.

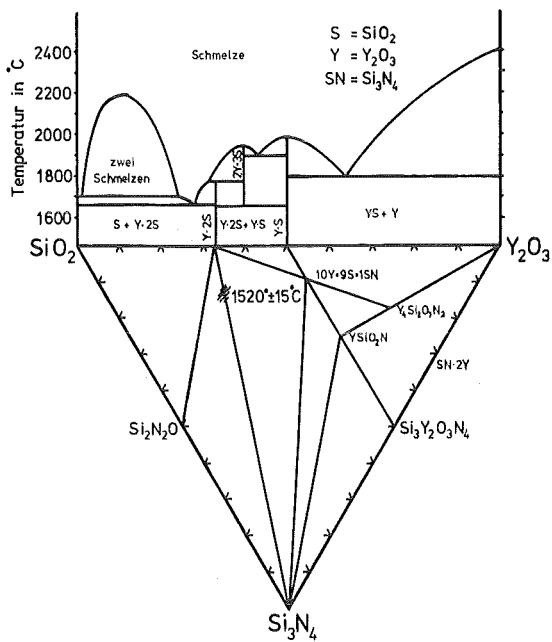


Abb. 2.6.:  
Phasenbeziehungen im System  
 $Y_2O_3-SiO_2-Si_3N_4$  in Mol%.

Um eine bestimmte Materialmenge zu transportieren wird daher eine längere Sinterzeit und/oder ein größerer Schmelzphasenanteil d.h. Additivzusatz notwendig.  $Y_2O_3$  scheint dennoch ein ideales Sinterhilfsmittel für Siliziumnitrid zu sein, da es zunächst bei niedrigen Temperaturen flüssige Phasen bildet, welche eine rasche Verdichtung erlauben. Bei höherer Temperatur, wenn die Verdichtung beendet ist, reagieren diese Phasen mit weiterem Siliziumnitrid zu hoch refraktären Bindefasen. Die verbesserten Eigenschaften gegenüber z.B. MgO-Zusätzen im  $Si_3N_4$  kommen von einer weitergehenden Reaktion der Flüssigkeit mit dem Siliziumnitrid zu einer Silizium-Oxinitrid Phase an den Korngrenzen /76/. Bei Zusatz von Yttriumoxid läuft die Verdichtung von  $\alpha$ -Siliziumnitrid wie folgt ab /70/:

Schon zwischen  $1000^0$  und  $1400^0C$  reagiert  $Y_2O_3$  mit  $\alpha-Si_3N_4$  und  $SiO_2$  zur H- bzw. zur J-Phase. Die H-Phase wurde als Stickstoff-Apatit  $Y_5(SiO_4)_3N$  identifiziert, wohingegen die J-Phase nicht vollständig charakterisiert wurde; man vermutet jedoch, daß ihre Zusammensetzung nahe dem  $3Y_2O_3 \cdot Si_3N_4$  liegt. Beide Phasen sind reich an  $Y_2O_3$  und die Mengen, die gebildet werden, sind abhängig von der Konzentration und Verteilung des Yttriumoxids.

Zwischen  $1400^0$  und  $1500^0C$  reagiert die J-Phase mit  $Si_3N_4$  zu einem Yttrium-Silizium-Oxinitrid ( $Y_2O_3 \cdot Si_3N_4$ ). Zur selben Zeit wird  $\alpha-Si_3N_4$  in die  $\beta$ -Modifikation umgeformt. Zwischen  $1600^0$  und  $1700^0C$  reagiert die restliche,

geschmolzene H- und J- Phase mit weiterem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  zu  $\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot \text{Si}_3\text{N}_4$ . Bei mehr als 15 Gewichtsprozent  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Zusatz besteht das bei  $1700^\circ\text{C}$  heißgepresste Produkt nur aus  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  und  $\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot \text{Si}_3\text{N}_4$ . Mit nicht mehr als 5% Zusatz wird kein  $\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot \text{Si}_3\text{N}_4$  beobachtet, aber dafür beträchtliche Mengen Glasphase, höchst wahrscheinlich stickstoffhaltige Yttriumsilitate, die alkalische Verunreinigungen beinhalten können. Sowie der  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Gehalt von 5 auf 15% anwächst, sinkt der Glasphasenanteil und der Anteil an  $\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot \text{Si}_3\text{N}_4$  steigt; Heißbiegefestigkeit und Kriechwiderstand steigen entsprechend.  $\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot \text{Si}_3\text{N}_4$  (Melilith) hat dieselbe tetragonale Struktur, wie Akermanit  $\text{Ca}_2\text{Mg}(\text{Si}_2\text{O}_7)$  und Gehlenit  $\text{Ca}_2\text{Al}(\text{SiAlO}_7)$ . In dem Yttrium-Oxynitrid sind Platten aus  $\text{Si}(\text{O}_{0,4}\text{N}_{0,6})_4$  Tetraedern aufeinandergestapelt und werden durch Yttrium-Ionen dazwischen zusammengehalten.  $\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot \text{Si}_3\text{N}_4$  bildet eine durchgehende Reihe fester Lösungen mit Akermanit und Gehlenit, mit einem Schmelzpunkt der 50:50 Zusammensetzung von über  $1600^\circ\text{C}$ . Auf diese Weise können beträchtliche Mengen an Calcium, Aluminium, Magnesium und wahrscheinlich auch andere Verunreinigungen, die im  $\text{Si}_3\text{N}_4$  vorhanden sind, in der  $\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot \text{Si}_3\text{N}_4$  Struktur eingebaut werden. Diese Elemente würden sonst niedrig schmelzende Gläser bilden, was zu einem Verlust an Hochtemperaturfestigkeit und Kriechwiderstand führen würde /57,70/. Nicht vollständig mit  $\text{Si}_3\text{N}_4$  reagierte Flüssigkeit erstarrt als Glas, welches aber durch geeignete thermische Behandlung auskristallisiert werden kann /77/. Diese Entglasung führt zu einer Verbesserung der Eigenschaften.

Es können je nach Sauerstoffgehalt des Ausgangspulvers aber auch andere kristalline, feuerfeste Phasen entstehen, wie z.B. die Apatitphase  $\text{Y}_{4,67}(\text{SiO}_4)_3\text{N}$ , deren Struktur noch nicht völlig geklärt ist /57/. Solche Phasen können ebenfalls wegen ihrer Isostruktur zu Fluorapatit  $\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3\text{F}$  und Mineral Spencite  $\text{Y}_4\text{Ca}(\text{SiO}_4)_3\text{O}$  /76/ Verunreinigungen (z.B. Ca, Mg) in Form fester Lösungen aufnehmen, die sonst nicht kriechfestes Glas bilden würden.

### 2.2.3.3. Aluminiumoxid - Zusätze ( $\beta'$ -SiAlON)

Das Kristallgitter von  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  kann aber auch in großen Mengen andere Atome, metallische und nichtmetallische, einpassen /78/. Zum Beispiel kann  $\text{Al}_2\text{O}_3$  als Hilfsmittel zur Verdichtung benutzt werden. Es wurde gezeigt /79-83/, daß Al- und O-Atome in das  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  Gitter anstelle der entsprechenden Si- und N-Atome eingebaut werden können. Diese Tatsache hat, abgesehen von der Verwendung von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  als Sinterhilfsmittel im  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , zu einer eigenständigen Werkstoffgruppe, den Si-Al-O-Nen, geführt /57/. Der wechselseitig quasi-ternäre Bereich  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -AlN- $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{SiO}_2$  des Systems Si-Al-O-N wurde ähnlich einem wechselseitigen Salzsystem dargestellt (Abb. 2.7. /78,57/).

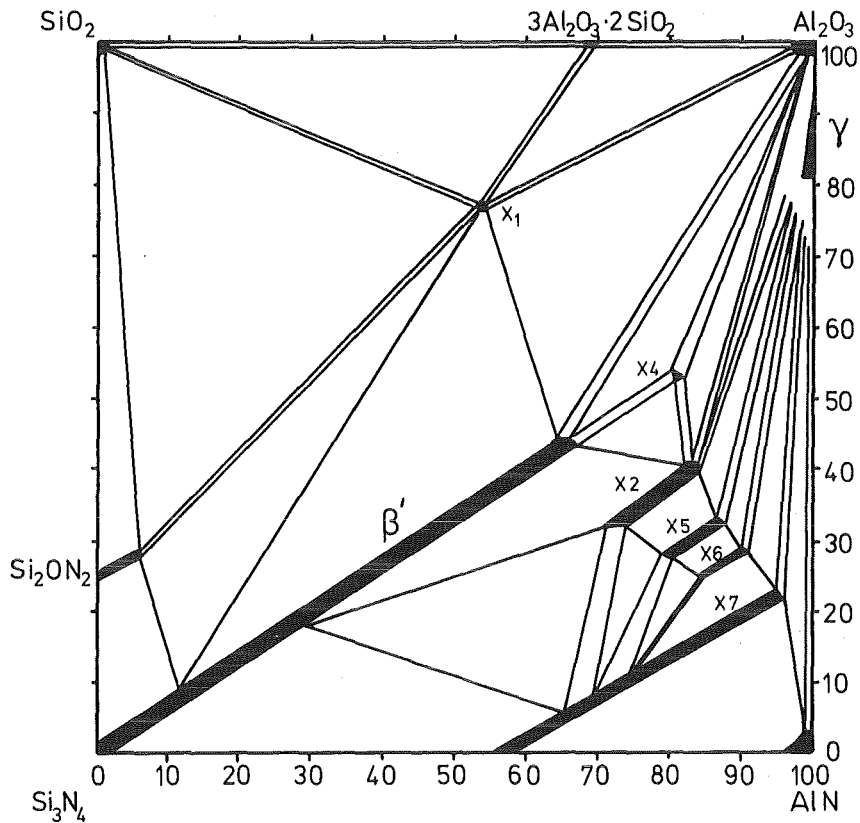


Abb. 2.7.: Abbildung des Systems  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -AlN- $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{SiO}_2$  (nach /79/).

Es konnten keine einphasigen festen Lösungen der  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  Struktur entlang der Linie  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  festgestellt werden, jedoch wurde nachgewiesen, daß die Mischkristallbildung ausgehend von  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  durch paarweisen Ersatz

von  $\text{Si}^{4+}$  gegen  $\text{Al}^{3+}$  und  $\text{N}^{3-}$  gegen  $\text{O}^{2-}$  erfolgt und in einem sehr begrenzten Bereich entlang der  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4 - (\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{AlN})$  Verbindungslinie verläuft. Es handelt sich hierbei dann um eine einphasige, heißgepresste SiAlON-Keramik /84/. Diese festen Lösungen ( $\beta'\text{-Si}_3\text{N}_4$ ) haben dann ein konstantes Metall- zu Nichtmetallverhältnis von 3:4 und benötigen somit keine Gitterfehler für ihre Existenz /85/. Für den  $\beta'$ -Bereich wurde die empirische Formel  $\text{Si}_{6-x}\text{Al}_x\text{O}_x\text{N}_{8-x}$  mit  $x = 0$  bis 4,2 angegeben /78/.

Die Verdichtung solcher Zusammensetzungen erfolgt über eine sogenannte "transiente Flüssigphasensinterung" /86/, wobei die intermediär auftretende Schmelzphase zu einer vollkommenen Verdichtung führt und im Sinterendstadium in die feste Phase resorbiert wird. Die Eigenschaften der SiAlONe hängen sehr stark vom Al-Gehalt ab /88/; im Vergleich zu MgO-haltigem HPSN nimmt z.B. die Dichte und die RT-Biegefestigkeit mit zunehmender Al-Konzentration ab, jedoch die Oxidationsbeständigkeit wird wesentlich verbessert. Um jedoch SiAlONe durch druckloses Sintern herzustellen, sind weitere Zusätze (z.B.  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , MgO, BeO...) notwendig; hierdurch entstehen natürlich wesentlich kompliziertere Phasenbeziehungen, die nur schwer beherrschbar sind /87/.

#### 2.2.3.4. $\beta'$ -Magnesium-SiAlONe und $\beta'$ -SiYAlONe

Da die einphasigen  $\beta'$ -SiAlONe nur durch Heißpressen zu verdichten sind /84/, wurden Versuche unternommen durch Zugabe weiterer Legierungselemente (z.B.  $\text{Y}_2\text{O}_3$  oder MgO) auch ein druckloses Sintern, dann eventuell zweiphasiger  $\beta'$ -SiAlON-Keramiken zu ermöglichen /89,90/. Wie Abb. 2.8. zeigt reagiert Magnesiumspinell  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  oder äquimolare Zusammensetzungen von MgO und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  mit Siliziumnitrid und ergibt  $\beta'$ -Magnesium-Sialone unter Beibehaltung des Metall zu Nichtmetallverhältnisses von 3:4. Im wesentlichen erstrecken sich die Phasen des Si-Al-O-N-Grundsystems auch in das Mg-Si-Al-O-N Prisma; es werden aber auch neue Phasen gefunden (Abb. 2.8.).  $\beta'$ -Magnesium-Sialone dehnen sich von der Linie  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Al}_3\text{O}_3\text{N}$  entlang der 3 Metall/4 Nichtmetallebene des Systems hin zum  $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$  aus.

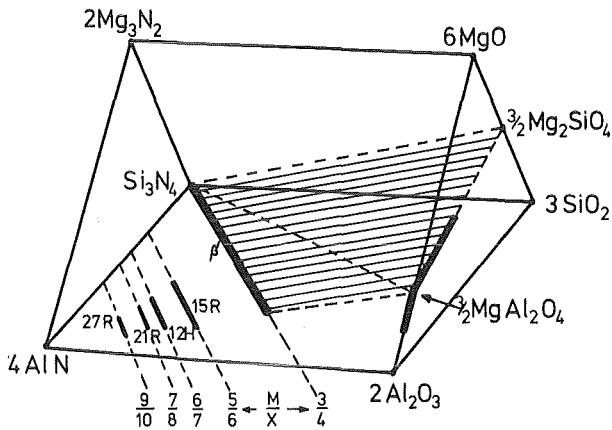


Abb. 2.8.:  
Das Mg-Si-Al-O-N-Prisma  
(nach /89/).

Siliziumnitrid enthält immer etwas  $\text{SiO}_2$  als Oberflächenschicht. Durch Zugabe von entsprechenden Mengen an  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{AlN}$  zusammen mit gerade soviel  $\text{MgO}$  um mit dem Oberflächen- $\text{SiO}_2$  zu reagieren, kann ein dann heißgepresstes homogen-einphasiges  $\beta'$ -Magnesium-Sialon erreicht werden /57/.

Das Magnesiumsilikat reagiert zuerst mit etwas Siliziumnitrid und bildet so eine flüssige Phase, die die Verdichtung ermöglicht. Anschließend kann diese Flüssigkeit durch eine geeignete Temperaturbehandlung als eine feste Lösung in einen einphasigen  $\beta'$ -Magnesiumsialon-Kristall eingebaut werden.  $\text{Mg}$  zeigt aber nur eine sehr kleine Löslichkeit in  $\beta'$ -Kristallen; werden nun größere Mengen an  $\text{MgO}$  zugegeben, so entsteht ein zweiphasiges Magnesiumsialon /89/, das auch durch druckloses Sintern verdichtbar ist. Die Mikrostruktur solcher drucklos gesintert  $\beta'$ -Magnesiumsialone weist zwei Hauptphasen auf:  $\beta'$ -Mischkristalle in Form hexagonal gestreckter Prismen und eine kristalline Matrix aus Spinell. Die Spinellmatrix hat dabei über viele  $\beta'$ -Korndurchmesser eine konstante Orientierung, so daß sie im TEM-Dunkelfeld gut abgebildet werden kann./89/.

Mikroanalysen haben gezeigt, daß in der Spinellmatrix auch  $\text{Si}$  gelöst ist; dabei bleibt das  $(\text{Al} + \text{Si})/\text{Mg}$ -Verhältnis von ungefähr 2 erhalten. Es ist wahrscheinlich, daß die Substitution von  $\text{Al}$  durch  $\text{Si}$  in der Spinellmatrix begleitet wird durch eine Substitution von  $\text{O}$  durch  $\text{N}$  um den Ladungsausgleich im  $\beta'$ -Kristall zu gewährleisten. Der  $\beta'$ -Mischkristall weist zwar nur eine sehr kleine  $\text{Mg}$ -Löslichkeit auf, aber die Möglichkeit  $\text{Al}$  im  $\beta'$ -Kristall zu lösen ist dagegen generell deutlich höher. Aber auch in  $\text{SiAlONen}$ , zu welchen nur 1%  $\text{MgO}$  zugesetzt wurde und somit eigentlich einphasig sein sollten, bleibt eine dünne,  $\text{Mg}$ - und  $\text{O}$ -reiche Segregatschicht



zurück, die durch Auger-Spektroskopie nachgewiesen werden kann /84/. Die Zusammensetzung dieser Segregatschicht scheint die Kriecheigenschaften und die unterkritische RiBwachstumsanfälligkeit in gleicher Weise zu beeinflussen, wie die deutlich sichtbare Silikatphase in kommerziellen Siliziumnitriden /91/.

Die Eigenschaften solcher gesinterter  $\beta'$ -Magnesiumsialone können jedoch durch gesinterte  $\beta'$ -SiAlONe mit großen  $Y_2O_3$ -Zusätzen den sogenannten SiYAlONen, übertroffen werden. Diese weisen besonders bei hohen Temperaturen recht gute Eigenschaften auf. Die Mikrostruktur von drucklos gesinterten  $\beta'$ -SiYAlON-Keramiken wurde in /90/ untersucht. Man wählt die Zusatzzusammensetzung so, daß die Flüssigphase als stöchiometrische Phase auskristallisiert werden kann und somit die relativ schnellen Verformungsmechanismen des viskosen Fließens von Glasphasen vermieden werden können /90/. Diese kristallinen Phasen weisen auch nahe ihres Schmelzpunktes eine nur niedrige Versetzungsmobilität auf.

Die  $\beta'$ -SiYAlON-Keramiken bestehen ebenfalls aus zwei Hauptphasenanteilen: Es sind dies hexagonal gestreckte, primatische  $\beta'$ -Kristalle, die in eine Matrixphase eingebettet sind. Die Matrix ist im gesinterten Zustand nicht-kristallin, kann aber durch eine geeignete Wärmebehandlung auskristallisiert werden; auch hier ist dann die Matrixorientierung über viele Korn-durchmesser konstant. Die Matrix besteht aus einem Yttrium-Granat ( $3Y_2O_3 \cdot 5Al_2O_3$ ) in dem Al teilweise durch Si, und O teilweise durch N ersetzt sind, so daß sich eine Zusammensetzung gemäß  $Y_6Al_{10-x}Si_xO_{24-x}N_x$  ( $x \leq 3$ ) für die Granatstruktur ergibt. In Abb. 2.9. ist dieser in einem Phasendiagramm dargestellt. Die Löslichkeit von Y im  $\beta'$ -Kristall ist vernachlässigbar klein.

Vermutlich verläuft die Kristallisation des Yttrium-Granats nur bis zu einem bestimmten Si-Substitutionslevel ( $\sim Y_6Al_7Si_3O_{21}N_3$ ) ab; das darüber hinaus in der Matrixphase vorhandene Si diffundiert entweder zusammen mit N im Austausch für Al und O in die  $\beta'$ -Kristalle oder in eine glasartige Restphase, die als dritte Phase neben den  $\beta'$ - und den Yttriumgranat-Kristallphasen zurückbleibt. Die anfängliche Zusammensetzung zwischen  $Si_3N_4$ , AlN,  $Al_2O_3$  und  $Y_2O_3$  bestimmt also nicht nur die Art der auskristallisierten sekundären Phase, sondern auch das eventuelle Auf-

treten übriggebliebener Glasphasenanteile, die die Hochtemperatureigen-schaften beeinträchtigen. Die optimalen Zusammensetzungen für zweiphasige gesinterte  $\beta'$ -SiAlON-Keramiken liegen demnach in der Ebene, die begrenzt wird durch die Verbindungslinien zwischen  $\text{Si}_{6-z}\text{Al}_z\text{O}_z\text{N}_{8-z}$  und  $\text{Y}_6\text{Al}_{10-x}\text{Si}_x\text{O}_{24-x}\text{N}_x$  (Abb. 2.9.)

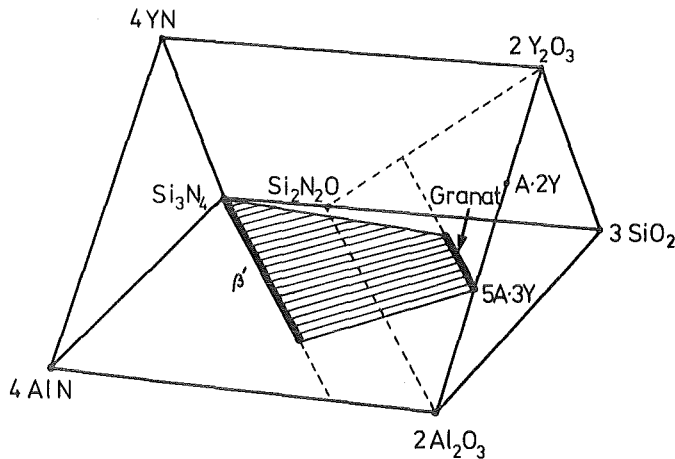
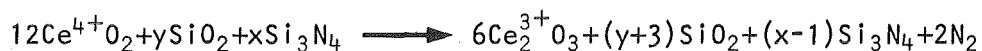


Abb. 2.9.:  
Das Y-Si-Al-O-N-Prisma  
(nach /90/).

#### 2.2.3.5. Die Sinterhilfsmittel $\text{CeO}_2$ , $\text{ZrO}_2$ und $\text{La}_2\text{O}_3$

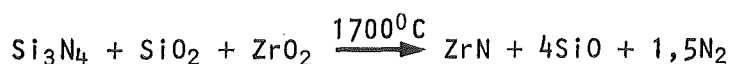
Neben den gängigen Sinterhilfsmitteln  $\text{MgO}$ ,  $\text{Y}_2\text{O}_3$  und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  wurden auch  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Verdichtungsversuche mit anderen Oxiden, wie z.B.  $\text{CeO}_2$  /92,93/,  $\text{ZrO}_2$  /94/ und  $\text{La}_2\text{O}_3$  /95/ unternommen.

Das System  $\text{CeO}_2$ - $\text{SiO}_2$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  hat Ähnlichkeit mit dem System  $\text{Y}_2\text{O}_3$ - $\text{SiO}_2$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ ; entsprechend läuft auch der Sintermechanismus von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  mit  $\text{CeO}_2$ -Zusatz ähnlich ab, wie bei  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Zusatz. Es wird eine flüssige Phase aus  $\text{CeO}_2$  und aus an der Oberfläche des  $\text{Si}_3\text{N}_4$  vorhandenem  $\text{SiO}_2$  gebildet; diese flüssige Phase reagiert mit weiterem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  zu verschiedenen Ce-Si-O-N Verbindungen. Zu beachten ist jedoch, daß Cer bei Temperaturen von etwa  $1250^\circ\text{C}$  seine Wertigkeit von 4+ auf 3+ erniedrigt. Ist das Ausgangsprodukt nun  $\text{CeO}_2$ , so wird durch diese Reduktion Sauerstoff freigesetzt, der zur Oxidation des umgebenden  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Pulvers nach folgendem Mechanismus führen kann /96/:



Die Reaktionsprodukte aus dieser Umwandlung reagieren dann mit weiterem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  zu verschiedenen binären und ternären Ce-Si-O-N Verbindungen.  $\text{Si}_3\text{N}_4$  scheint nur mit > 10 Gew.%  $\text{CeO}_2$ -Zusatz vollständig verdichtbar zu sein. Phasenausbildung und Verunreinigungsgehalte bestimmen vor allem auch das Oxidationsverhalten eines solchen Materials. Im Gegensatz zum  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -haltigem Material sind beim  $\text{CeO}_2$ -verdichteten  $\text{Si}_3\text{N}_4$  bei mittleren Temperaturen keine katastrophalen Oxidationsreaktionen, die bei  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Zusatz durch die Ausbildung bestimmter quarternärer Phasen verursacht werden, zu beobachten. Da jedoch alle Verbindungen in denen das Cer dreiwertig gebunden ist, oxidationsgefährdet sind, bewirkt die Änderung der Wertigkeit des Cers ein insgesamt schlechteres Oxidationsverhalten, als dies bei Y-haltigem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  der Fall ist.

$\text{ZrO}_2$  als Zusatz zum  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Pulver bewirkt ebenfalls eine Flüssigphasensinterung; auch mit  $\text{ZrO}_2$  bilden sich keine  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Mischkristalle /94/. Beim Heißpressen entsteht eine Korngrenzenphase mit einem Erweichungspunkt > 1750°C /97/. Unter üblichen Sinterbedingungen ist aber das Sinterverhalten im Vergleich zum Heißpressen verhältnismäßig schlecht, da im System  $\text{ZrO}_2$ - $\text{SiO}_2$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  hierbei über Zwischenstufen folgende Reaktion abläuft /98/:



Diese Reaktion wird unter üblichen Sinterbedingungen nicht beeinträchtigt, da dort der SiO-Partialdruck klein ist; aus dieser Reaktion resultiert eine Absenkung der Schmelzphasenmenge, wodurch die Verdichtungsfähigkeit beeinträchtigt wird. Um Gleichgewichtspartialdrücke aufzubauen und damit diese Reaktion zu unterdrücken, bettet man die Proben in ein Pulverbett ein und sintert unter erhöhtem  $\text{N}_2$ -Druck /99/; daraus resultiert eine wesentlich verbesserte Verdichtung /30/.

$\text{La}_2\text{O}_3$  wird zwar als wirksames Heißpresshilfsmittel für  $\text{Si}_3\text{N}_4$  beschrieben /95/, beim drucklosen Sintern ist jedoch nur eine geringe Sinterförderung zu verzeichnen. Dies wird auf die hohe Viskosität der Schmelzphase und den dadurch bedingten geringen diffusiven Materialtransport in der Schmelze zurückgeführt /30/.

### 2.2.3.6. Vielkomponentige Oxidzusätze auf $Y_2O_3$ -Basis

Kombinationen verschiedener Oxide (z.B.  $Y_2O_3+Al_2O_3$ ,  $Y_2O_3+(Al_2O_3+MgO)$ , oder  $Y_2O_3+Al_2O_3+TiO_2$ ) als Sinterhilfsmittel von Siliziumnitrid bewirken prinzipiell eine Absenkung der Liquidustemperatur bzw. eine Erhöhung der Schmelzphasenmenge bei einer bestimmten Sintertemperatur. Dies hat eine deutliche Verschlechterung der Hochtemperatureigenschaften speziell im Vergleich zum reinen  $Y_2O_3-SiO_2-Si_3N_4$  System zur Folge (vgl. Kapitel 4. und 5.). Da jedoch nur mit  $Y_2O_3$  versetztes  $Si_3N_4$  zwar durch Heißpressen verdichtet, aber kaum ohne mechanischen Druck zu hohen Dichten sintert /66-69/, wurden einzelne Sinterversuche mit binären Zusatzkombinationen durchgeführt - z.B. mit  $Y_2O_3+MgO$  /100/,  $Y_2O_3+CeO_2$  /101/ und Heißpressversuche mit  $Y_2O_3+Li_2O$  /102/.

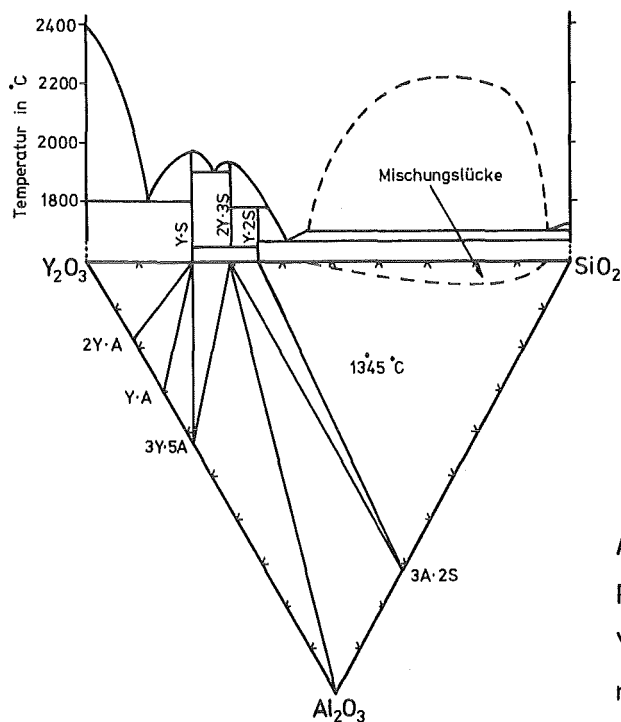


Abb. 2.10.:  
Phasenbeziehungen im  
 $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$ -System (in Gew.%)  
nach /105/.

Intensiver wurde jedoch der binäre Zusatz  $Y_2O_3+Al_2O_3$  untersucht /103,67, 68/. Abb. 2.10. zeigt das System  $Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2$  und verdeutlicht die liquidustemperatursenkende Wirkung des  $Al_2O_3$ . Durch das zusätzliche  $Al_2O_3$  wird die Erweichungstemperatur und die Viskosität /104/ der Sekundärphase

deutlich verringert; die eutektische Temperatur kann hier bis auf  $1345^{\circ}\text{C}$  sinken. Dies ermöglicht zwar ein druckloses Sintern solcher Zusammensetzungen, senkt aber gleichzeitig die maximale Einsatztemperatur. Das  $\text{Al}_2\text{O}_3$  verringert auch die Kristallisationsfähigkeit der Sekundärphase /103,68/, wodurch eine Verschlechterung der Hochtemperatureigenschaften proportional der  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Konzentration eintritt.

Um eine bessere Auskristallisation der Korngrenzenphase bei  $\text{Y}_2\text{O}_3+\text{Al}_2\text{O}_3$ -Zusatz zu erreichen, können auch ternäre Zusatzkombinationen verwendet werden. Es bieten sich hierbei z.B. geringe Mengen ( $\sim 1,0\%$ )  $\text{TiO}_2$  an /106, 107/.  $\text{TiO}_2$  ist ein aus der Cordierit ( $2\text{MgO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{SiO}_2$ ) Glaskeramikproduktion bekannter Kristallisationskeimbildner /108,109/. Das in dieser Arbeit untersuchte, drucklos gesinterte SSN (Y,Al,Ti) enthält 1%  $\text{TiO}_2$ -Zusatz. Die Auskristallisation der Tripelpunktsbereiche<sup>\*)</sup> erlaubt zwar verhältnismäßig gute Eigenschaften unterhalb der Temperatur, bei der Flüssigphasenanteile auftreten, ab dieser Temperatur ist jedoch mit einem schlagartigen Verfall vor allem der mechanischen Eigenschaften zu rechnen.

Bei nachgesintertem SRBSN (Y,Al,Mg) wurde neben  $\text{Y}_2\text{O}_3$  anstelle des reinen  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Zusatzes eine Spinell ( $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ )-Zusatzkombination beigemischt, sodaß auch hier eigentlich drei Stoffe als Sinterhilfsmittel verwendet wurden. Wie in Abschnitt 2.2.3.4. gezeigt wurde, bilden Spinellzusätze mit Siliziumnitrid  $\beta'$ -Magnesiumsialon Mischkristalle aus. Von Spinellzusätzen sind aber bessere Sinterereigenschaften zu erwarten als von Korund ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )-Zusätzen. Im  $\beta'$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  ist nämlich Al tetraedrisch angeordnet, wohingegen es im Korund oktaedrisch vorliegt. Läuft also beim Sintern ein Diffusionsprozeß ab, so wird eine Al-Zugabe in Form von Spinell die Verdichtung stärker erhöhen, als in Form von Korund (äquimolare  $\text{MgO}$  und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  Zusätze ergeben schlechtere Sinterergebnisse als  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ -Zusätze). Die Auflösung von Al und O läuft beim Spinell leichter ab, da hier, im Gegensatz zum Korund, schon einige Al-Atome tetraedrisch angeordnet sind /110/. Um ein besseres druckloses Sintern oder Nachsintern von Siliziumnitrid zu ermöglichen, ist ein Spinellzusatz eher geeignet als ein reiner  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - oder  $\text{MgO}$ -Zusatz, oder ein  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{MgO}$ -Mischzusatz.

\*) Als Tripelpunktsbereiche werden jene größeren Korngrenzenphasengebiete bezeichnet, die im zweidimensionalen Schliffbild von drei oder mehr  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern eingeschlossen werden.

Ternäre Zusatzkombinationen haben aber, speziell im Zusammenwirken mit Verunreinigungen (z.B. CaO), gegenüber dem binären Zusatzsystem eine nochmals abgesenkte Liquidustemperatur. Wie tief diese Temperatur sinken kann, zeigen die folgenden Phasendiagramme, die mögliche Teilzusammensetzungen der Korngrenzphasen von SRBSN (Y,Al,Mg) (Abb. 2.11.) und SSN (Y,Al,Ti) (Abb. 2.12.) und ihren CaO-Verunreinigungen darstellen.

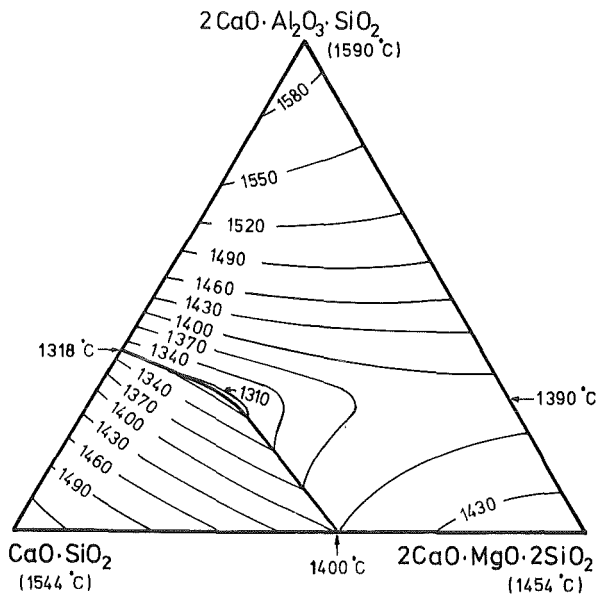


Abb. 2.11. nach /111/:  
Das System  $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2 - 2\text{CaO} \cdot \text{MgO} \cdot 2\text{SiO}_2 - 2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ .

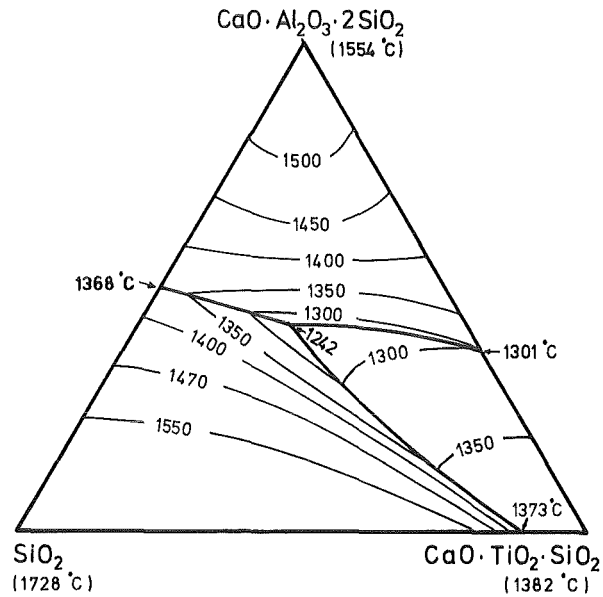


Abb. 2.12. nach /112/:  
Das System  $\text{SiO}_2 - \text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 - \text{CaO} \cdot \text{TiO}_2 \cdot \text{SiO}_2$ .

### 2.2.3.7. Nichtoxidische Sinterhilfsmittel

Alle Versuche Siliziumnitrid mit nichtoxidischen Sinterhilfsmitteln zu verdichten zielen darauf, die Menge der sich bei der Sinterung bildenden Silikatphasen abzusenken oder ihre Bildung ganz zu verhindern /113/. Die durch den geringen Sauerstoffgehalt reduzierte Sinteraktivität muß durch eine erhöhte Sintertemperatur ausgeglichen werden. Um hierbei aber die Zersetzung des Siliziumnitrids zu verhindern, muß auch der Stickstoffpartialdruck erhöht werden.

Durch Heißpressen mit  $Mg_3N_2$  und  $Mg_2Si$  kann eine vollständige Verdichtung des  $Si_3N_4$  erzielt werden /58/. Es wurden auch Versuche mit  $AlN$  als Heißpresshilfsmittel unternommen, was jedoch keine befriedigenden Materialeigenschaften abgab /114/. Drucksinterversuche mit  $ZrN$  und  $ZrC$  dagegen wiesen hohe Dichten und gute Materialeigenschaften auf /97,115/.  $Be_3N_2$  bzw.  $BeSiN_2$  als Sinterhilfsmittel ergaben recht gute Materialeigenschaften /116,117,93/, die ähnlich dem  $Al_2O_3$ -Zusatz vor allem auf der Ausbildung eines Be-Si-O-N-Mischkristalls ( $Si_{3-x}Be_xO_{2x}N_{4-2x}$ ) beruhen. Es bestehen jedoch aus toxischen Gründen gegen die Herstellung und Anwendung solcher Be-Basiszusätze Bedenken, da eine gewisse Freisetzung des hochgiftigen Berylliums nicht ausgeschlossen werden kann /118/.

#### 2.2.3.8. Einfluß von Verunreinigungen

Vor allem die mechanischen Hochtemperatureigenschaften von Siliziumnitrid werden stark durch bestimmte Verunreinigungen, die meist durch das Si- bzw.  $Si_3N_4$ -Pulver oder durch die Sinterhilfsmittel in den Prozeß eingebracht werden, beeinflusst /119-124/.

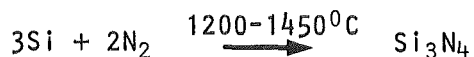
Um den Einfluß der einzelnen Verunreinigungselemente zu bestimmen, wurde in /119/ eine systematische Studie durchgeführt. Die Verhältnisse, wie sie dort am mit 5%  $MgO$ -Zusatz heißgepressten  $Si_3N_4$  untersucht wurden, können in ähnlicher Weise auf gesinterte bzw. nachgesinterte Materialien mit  $Y_2O_3$ -,  $Al_2O_3$ -,  $MgO$ -,  $TiO_2$ -Zusatz übertragen werden. Verunreinigungsmengen, wie sie bei der kommerziellen Herstellung von dichten Siliziumnitridmaterialien anfallen, haben keine Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur /119/. Bei hohen Temperaturen geht aber dem Bruch ein unterkritisches Rißwachstum voraus, das durch Korngrenzen gleiten verursacht wird /125/. Alle Verunreinigungen, die die Viskosität der amorphen Korngrenzenphasen oder die Liquidustemperatur auskristallisierter Phasenanteile absenken, verringern bei hohen Temperaturen die Festigkeit und erhöhen das Maß an nicht-elastischer Verformung vor dem Bruch. Auger-Spektroskopische Untersuchungen an HPSN haben gezeigt, daß  $Mg$ ,  $O$ ,  $Ca$ ,  $Na$  und  $K$  sich vorwiegend an den Korngrenzen ablagern, während

Al und Fe gleichmäßig im gesamten Material verteilt vorliegen /124/. Verunreinigungszusätze wie  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , haben keine Auswirkungen auf die Hochtemperaturfestigkeit in HPSN. Alkalischen Verunreinigungen ( $\text{Li}_2\text{O}$ ,  $\text{K}_2\text{O}$ ,  $\text{Na}_2\text{O}$ ) scheinen zwar die Hochtemperaturfestigkeit zu senken, jedoch wurde die Wirkung dieser Verunreinigungen stark reduziert, da große Masseverluste durch die Flüchtigkeit dieser Verbindungen bei Heißpress- bzw. Sintertemperaturen auftreten. Nur CaO-Verunreinigungen verbleiben dagegen in dem Material, konzentrieren sich in der Korngrenzphase und haben so eine ausgesprochen negative Wirkung auf die mechanischen Hochtemperatureigenschaften. Nicht nur die Hochtemperaturfestigkeit sinkt mit wachsendem CaO-Gehalt, sondern auch die nichtelastische Verformung scheint stärker ausgeprägt zu sein. CaO-Verunreinigungen senken die Viskosität der amorphen Korngrenzphase, wodurch die Anfälligkeit des Materials gegen unterkritisches Rißwachstum erhöht wird. Entsprechend fällt mit wachsendem CaO-Gehalt der Kriechwiderstand. CaO ist die Verbindung, die die Hochtemperatureigenschaften von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  am weitaus stärksten beeinträchtigt.

Neben solchen hochgradig schädlichen CaO-Verunreinigungen liegen in einzelnen der hier untersuchten Materialien auch noch verhältnismäßig hohe Fe- und C-Gehalte vor (vgl. 3.1.). Diese weniger schädlichen Verunreinigungen werden durch die unterschiedlichen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Pulverherstellungsverfahren eingebracht.

Die drei wichtigsten Herstellverfahren und die damit verbundenen, verfahrenstypischen Verunreinigungen sind:

- a. Nitridieren von elementarem Silizium /in 23,24/:



Eisenzusätze ermöglichen ein schnelles und effizientes Nitridieren von Siliziumpulver /124/, dementsprechend weisen durch Nitridieren hergestellte  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Pulver oft Eisengehalte  $> 1,2\%$  auf (z.B. HPSN(Y)). Eisen zersetzt aber Siliziumnitrid oberhalb  $700^\circ\text{C}$  und nimmt das freiwerdende Silizium unter Legierungsbildung auf /31/, liegt also somit meistens als Eisensilizideinschluß vor. Die kleinen, inkohärent im  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ -Korn vorhandenen Partikel sind aber nicht schädlich für die Festigkeit /124/.

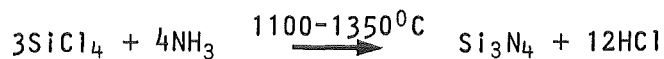


b. Reaktion von  $\text{SiO}_2$  mit Kohlenstoff in Stickstoffatmosphäre /126/:



Aus der Art der Herstellung ergibt sich für ein solches Pulver ein relativ hoher C-Gehalt; die metallischen Verunreinigungen sind im allgemeinen relativ gering (vgl. SSN(Y,Al,Ti)).

c. Abscheidung des  $\text{Si}_3\text{N}_4$  Pulvers aus der Gasphase /94/:



Das Pulver enthält herstellungsbedingt einen geringen Cl-Gehalt, weist aber sonst eine hohe Reinheit auf. Das Chlor ist in der intergranularen, nichtkristallinen Phase enthalten und verringert beim Heißpressen die  $\alpha \rightarrow \beta$  Umwandlung; bei  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -heißgepresstem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  scheint es die Kristallisation der  $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ -Phase zu verhindern /127/.

### 2.3. Herstellung von Siliziumnitrid-Formteilen

Formteile aus Siliziumnitrid können auf verschiedene Arten hergestellt werden, z.B. durch Sintern, Nachsintern, Heißpressen, Heiisostatisches Pressen oder durch Reaktionssintern. Die Materialcharakteristika (Dichte, Festigkeit, Oxidationsbeständigkeit, Kriechgeschwindigkeit usw.) sind stark von dem angewandten Herstellungsverfahren und damit notwendigen Sinterhilfsmitteln abhängig.

Aus diesem Grunde sollen an Hand der Abbildung 2.13. die Vor- und Nachteile der einzelnen Verfahren dargestellt werden; grundsätzlich muß unterschieden werden, ob mit oder ohne Sinterhilfsmittel (Flüssigphasensintern) gearbeitet wird /129/.

Verfahren	Sintern	Nachsintern	Heißisostat. Pressen	Heißpressen	Reaktionssintern
Bezeichnung	SSN	SRBSN	HIPSN		RBSN
Herstellung	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> - Pulver + Zusätze ↓ Formgebung ↓ Sintern > 1750 °C, > 1 h ↓ Endprodukt	Si - Pulver + Zusätze ↓ Formgebung ↓ Nitridierung < 1420 °C, > 72 h ↓ Sintern > 1750 °C, > 1 h ↓ Endprodukt	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> - Pulver + Zusätze ↓ Formgebung ↓ (Sintern) (Kapselung bei Porosität > 5%) ↓ Heißisostat. Pressen > 1750 °C, > 1 h 2000 bar Gasdruck ↓ Endprodukt	Si - Pulver + Zusätze ↓ Formgebung ↓ Nitridierung ↓ Heißpressen > 1750 °C, > 1 h ~ 30 N/mm <sup>2</sup> ↓ Herausarbeiten des Formteils	Si - Pulver ↓ Formgebung ↓ Nitridierung < 1420 °C, > 72 h ↓ Endprodukt
Charakteristika					
Nachbearbeitung	gering bis keine	gering bis keine	gering bis keine	sehr aufwendig	keine
Restporosität	gering	gering	sehr gering	sehr gering	> 15 %
Maßänderung	< 15 %	< 5 %	unterschiedlich	entfällt verfahrensbedingt	keine
Biegebruchfestigkeit [N/mm <sup>2</sup> ]	600-700 (RT - 1100 °C)	500-700 (RT - 1100 °C)	800 (RT - 1100 °C)	600-800 (RT - 1100 °C)	~ 300 (RT - 1400 °C)

Abb. 2.13.: Verschiedene Methoden der Siliziumnitrid-Formteilherstellung

Beim zusatzlosen RBSN bleibt die Festigkeit bis  $\sim 1400^{\circ}\text{C}$  nahezu unverändert erhalten, während sie bei allen anderen Verfahren mit Sinterhilfsmitteln oberhalb von  $1100^{\circ}\text{C}$  durch Erweichen der Korngrenzenphase stark absinkt. Das reaktionsebundene  $\text{Si}_3\text{N}_4$  erhält man durch Nitridieren von Silizium-Pulverpresslingen in Stickstoff-Atmosphäre bei Temperaturen unterhalb des Siliziumschmelzpunktes ( $1410^{\circ}\text{C}$ ). Beim Reaktionssinterprozeß bleiben die Formteile maßstabil, obwohl die Festkörpermasse um 67% ansteigt. So können vergleichsweise problemlos komplex geformte Teile hergestellt werden. Ein Nachteil von RBSN ist allerdings die verfahrensbedingt geringe Verdichtung (höhere Restporosität), die ein niedrigeres Festigkeitsniveau mit sich bringt.

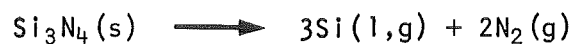
Das Heißpressen (HPSN) führt durch Zusatz geeigneter Sinterhilfsmittel (Ausbildung einer Schmelzphase) bei hohen Temperaturen und Drücken zu fast vollständiger Verdichtung (hohe Festigkeiten). Diese Zusätze bleiben aber in Form einer amorphen bzw. teilkristallinen Korngrenzenphase im Material erhalten und führen zu dem schon erwähnten Festigkeitsabfall bei

Temperaturen  $> 1100^{\circ}\text{C}$ . HPSN kann zu seinem Nachteil aber nur in einfachen Geometrien gepresst werden; aus diesen Halbzeugen muß danach sehr aufwendig das endgültige Bauteil herausgearbeitet werden.

Mit dem technisch verfeinerten Verfahren des Heißisostatischen Pressens können auch komplizierte Bauteile mit sehr hohen Festigkeiten hergestellt werden. Der dabei notwendige hohe apparative Aufwand macht eine großtechnische Herstellung von HPSN aus Kostengründen weniger interessant. Um eine Kapselung des Pulvers beim heißisostatischen Pressen zu umgehen, kann der sogenannte Sinter/HIP-Prozeß angewandt werden. Hierbei werden zunächst  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Grünlinge oder RBSN-Teile gesintert bis sich geschlossene Porenräume gebildet haben; anschließend werden diese dann heißisostatisch gepresst.

Als Kompromiß zwischen dem Reaktionssintern und dem Heißpressen können die Verfahren Sintern und Nachsintern angesehen werden. Mit beiden Verfahren können komplex geformte Pulverkörper mit entsprechenden Vorgaben für die eintretende Schwindung bis zu geringen Restporositäten verdichtet werden.

Das drucklose Sintern von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (SSN) wurde erst durch sinteraktive Pulver mit hoher spezifischer Oberfläche ( $10\text{-}20\frac{\text{m}^2}{\text{g}}$ ) möglich /129,130/. Durch Einbetten des Grünlings in ein Pulverbett aus  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , Anwendung erhöhten  $\text{N}_2$ -Drucks und kürzere Sinterzeiten wurde die Zersetzung nach der Reaktion



vermindert. Das drucklose Sintern ist ein Verfahren, das relativ hohe Festigkeiten ( $> 600\frac{\text{MN}}{\text{m}^2}$ ), geringe Nachbearbeitung, geringe Restporosität und überschaubare Schwindung ( $\sim 20\%$ ) mit einem relativ einfachen Herstellungsverfahren verbindet.

Als zum drucklosen Sintern alternativer Weg, sowie zum Verbessern der Eigenschaften von RBSN, wird seit einiger Zeit das Nachsintern (SRBSN) von reaktionsgesintertem Siliziumnitrid verfolgt /131/. Dieses Verfahren ermöglicht es, komplexe Bauteile zu formen, bei denen die Festigkeit nach dem Nachsintern ähnlich hoch wie beim HPSN ist. Beim Nachgesinterten  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (SRBSN) ist eine nur sehr geringe, gut kontrollierbare Schwindung ( $< 5\%$ ) zu erwarten.

Die Formgebung der Grünlinge für das Sintern von  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - bzw. das Reaktions-  
sintern von Si-Pulver erfolgt nach bekannten Verfahren (Schlickergießen,  
Kaltpressen, kaltiostatisch Pressen...). Kompliziert geformte keramische  
Bauteile werden in der Serienfertigung durch das Spritzgießen plastifi-  
zierter Massen hergestellt. Hierzu müssen allerdings die zugesetzten  
Plastifizierungsmittel (Thermoplaste oder Wachse) vor dem Sintern wieder  
ausgetrieben werden. Möglichkeiten, die von den Sinterhilfsmitteln ver-  
ursachen und für die Hochtemperatureigenschaften so ungünstigen amorphen  
Korngrenzenphasenanteile zu verringern, bestehen in der Mischkristall-  
bildung der Zusatzelemente mit dem Siliziumnitrid bzw. in der Auskristalli-  
sation der Korngrenzenphase (wie in Abschnitt 2.2. beschrieben).

### 3. CHARAKTERISIERUNG DER UNTERSUCHTEN MATERIALIEN

Zum Vergleich vor allem der Hochtemperatureigenschaften Oxidation und Kriechen wurden fünf  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien herangezogen, die durch unterschiedliche Verfahren hergestellt wurden und dementsprechend verschiedene Sinterhilfsmittel- und Verunreinigungsanteile beinhalten. Von diesen Materialien sind zwei heißgepresst (HPSN(Mg); HPSN(Y)), zwei gesintert (SSN(Y,Al); SSN(Y,Al,Ti)) und eines nachgesintert (SRBSN(Y,Al,Mg)).

Hier sollen diese dichten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffe zunächst durch ihre chemische Zusammensetzung, durch einfache physikalische Eigenschaften, wie Dichte und Festigkeit, sowie durch eine nähere Betrachtung des mikrostrukturellen Gefügebau im Anlieferungszustand charakterisiert werden. Die genaue Kenntnis der Mikrostruktur der verschiedenen Siliziumnitridsorten ist bei der Interpretation der Hochtemperatur-Langzeit-Eigenschaften Oxidation und Kriechen sehr hilfreich, der Aufbau der Korngrenzenphase, gekennzeichnet durch die Sinterhilfsmittel- und Verunreinigungsanteile, gar von entscheidender Bedeutung.

#### 3.1. Chemische Zusammensetzung

Zunächst wurde, aus den obengenannten Gründen, eine naßchemische Analyse der Materialien durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Analyse sind in Tabelle 3.1. zusammengefasst.

Hieraus ist ersichtlich, daß bei den heißgepressten Materialien ein Heißpresshilfsmittel (MgO bzw.  $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) zur hinreichenden Verdichtung ausreicht, wohingegen drucklos gesinterte bzw. nachgesinterte Materialien nur mit zwei ( $\text{Y}_2\text{O}_3+\text{Al}_2\text{O}_3$ ), besser aber mit drei verschiedenen Sinterhilfsmitteln ( $\text{Y}_2\text{O}_3+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  bzw.  $\text{Y}_2\text{O}_3+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{MgO}$ ) eine ausreichende Verdichtung ergeben. Diese zusätzlich zum  $\text{Y}_2\text{O}_3$  zugegebenen Sinterhilfsmittel senken die Viskosität der Korngrenzenphase bei der Sintertemperatur und ergeben so, bei einer Sinterung ohne Aufbringung äußeren Druckes,

eine bessere Verdichtungsfähigkeit (vgl. Kapitel 2). Nach Abschluß der Verdichtung können diese amorphen Korngrenzenphasen durch eine geeignete Temperaturbehandlung z.B. zu Yttriumsilikaten oder Silizium-Yttrium-Oxinitriden weitgehend auskristallisiert werden.

	HPSN (Mg)	HPSN (Y)	SSN (Y,Al,Ti)	SSN (Y,Al)	SRBSN (Y,Al,Mg)
Y	-	4,63	3,61	2,4	3,5
Mg	1,77	0,03	0,0145	0,039	0,25
Al	0,407	0,12	2,6	1,75	0,545
Ti	n.b.	n.b.	0,67	n.b.	0,055
Fe	1,43	1,77	0,055	1,2	0,295
Ca	0,10	0,02	0,035	0,01	0,06
O	2,0	2,1	4,305	1,05	1,9
N	37,1	35,9	35,15	34,1	36,85
C	0,713	0,297	0,705	n.b.	0,17
W	n.b.	n.b.	< 0,05	2,3	< 0,05
Mn	n.b.	n.b.	< 0,02	n.b.	< 0,02
Cr	n.b.	n.b.	< 0,01	0,06	0,06
Ni	n.b.	n.b.	n.b.	0,05	n.b.
Li	< 0,005	0,02	n.b.	n.b.	n.b.

n.b. = nicht bestimmt

Tabelle 3.1.: Chemische Analyse der dichten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffe  
(Angaben in Massenprozent).

Die hohen Fe-Gehalte beim HPSN(Mg), HPSN(Y) und beim SSN(Y,Al) sind bedingt durch Eisenzugaben bei der Herstellung (Nitridierung) der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Ausgangspulver (vgl. 2.2.3.8.). In den vorliegenden Eisen-Silizium-Einschlüssen wurden beim HPSN(Mg) vereinzelt Mangan-Gehalte, beim SSN(Y,Al) deutliche Wolfram-Gehalte nachgewiesen (vgl. 3.3.4.). Die sehr hohen Wolfram-Anteile beim SSN(Y,Al) (vgl. Tab. 3.1.) wurden höchstwahrscheinlich während des Mahlprozesses bei der Herstellung eingebracht. Das Wolfram kann auch als WC- und/oder  $\text{WSi}_2$ -Partikel im Material vorliegen /124/. Wenn nun WC die eigentliche durch das Mahlen eingebrachte Verunreinigung ist, so muß  $\text{WSi}_2$  durch Reaktion entstehen, was auch das Auftreten von SiC in daran angrenzenden Gebieten erklärt. In der Tat wurden in  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien vereinzelt SiC-,  $\text{WSi}_2$ - und WC-Einschlüsse nachgewiesen /132,133/, die einen derartigen Reaktionsmechanismus nahelegen. Beim SSN(Y,Al) wurden auch vereinzelt geringe Cl-Gehalte in der Korn-

grenzenphase und in inkohärenten Einschlüssen nachgewiesen. Die Ca-Gehalte scheinen zwar in allen Materialien nominell verhältnismäßig gering zu sein, jedoch reichert sich das Kalzium oxidisch gebunden sehr stark in den amorphen Anteilen der Korngrenzenphasen an, senkt deren Viskosität beträchtlich ab, und hat somit einen äußerst schädlichen Einfluß auf die Hochtemperatureigenschaften des Werkstoffs. Der beim SSN(Y,Al,Ti) hohe C-Gehalt ist durch das spezielle Pulverherstellerverfahren dieses Produzenten bedingt (vgl. 2.2.3.8.).

Besonders beim Nachsintern von Siliziumnitrid-Materialien (vgl. 2.3.) treten durch in der Zusammensetzung nicht genau abgestimmte Pulverschüttungen Konzentrationsgradienten in den Probenstäbchen auf, die, soweit als möglich, vermieden werden sollten. Eine integrale naßchemische Analyse einer SRBSN(Y,Al,Mg)-4-Punkt-Biegeprobe im as-fired-Zustand weist deutliche Unterschiede im Vergleich zu einer Probe auf, deren Oberfläche 0,5 mm abgeschliffen wurde (vgl. Tab. 3.2.).

	Y	Mg	Al	Ti	Fe	Ca	O	N	C	W	Mn	Cr
as fired - Zustand	3,85	0,215	0,445	0,05	0,23	0,06	2,2	36	0,155	< 0,05	< 0,02	0,045
Oberfläche 0,5 mm abgeschliffen	3,5	0,25	0,545	0,055	0,295	0,06	1,9	36,85	0,17	< 0,05	< 0,02	0,06

Tab. 3.2.: Chemische Analyse einer SRBSN(Y,Al,Mg)-Probe im as fired-Zustand und einer SRBSN(Y,Al,Mg)-Probe, bei der 0,5 mm von der Oberfläche abgeschliffen wurden (Angaben in Massenprozent).

Durch Nachsintern hergestellte, komplizierten Formteile, deren Oberflächen aus Kostengründen nicht mehr stark bearbeitet werden sollten, können demnach in den meist am stärksten beanspruchten Oberflächenbereichen, Konzentrationsgradienten vor allem in der Korngrenzenphase aufweisen; dies kann zu verschlechterten Eigenschaften führen, obwohl das Grundmaterial (der Kernbereich) eigentlich die korrekte, gewählte Zusammensetzung hat.

Alle fünf Materialien wurden im Anlieferungszustand röntgenographisch untersucht; in keinem der Materialien konnte nicht umgewandeltes  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  nachgewiesen werden, alle Proben bestanden hauptsächlich aus  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  (vgl. Abb. 3.1.). Während die drucklos gesinterten Materialien mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis etwa gleiche Intensitäten der Prismenebenen- und der Pyramidenreflexe aufweisen, hat das heißgepresste HPSN(Y) deutlich stärkere Prismenebenenreflexe; das mit weit weniger Korngrenzenphase heißgepresste HPSN(Mg) weist dagegen stärkere Basis- und Pyramidenreflexe auf. Es muß dabei bemerkt werden, daß beide heißgepressten Materialien senkrecht zur Heißpressrichtung geröntgt wurden, wo bei Materialien mit viel Korngrenzenphase oft eine mehr längliche Ausbildung der Körner zu beobachten ist. Die mehr gestreckte Kornform des HPSN(Y) im Vergleich zur eher globularen Kornform des HPSN(Mg) (vgl. 3.3.1.) führt schon in der Röntgenographie zur Ausbildung von überproportional ausgeprägten Prismenebenenreflexen bei HPSN(Y) und verhältnismäßig stärkeren Basis- und Pyramidenreflexen beim HPSN(Mg).

Neben den  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  Linien weisen einige der untersuchten Materialien noch weitere Röntgenreflexe auf. Diese kommen einerseits von auskristallisierten Anteilen der Korngrenzenphasen, andererseits von größeren Partikeleinschlüssen. Im Einzelnen konnten neben  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  folgende Phasen röntgenographisch nachgewiesen werden:

im HPSN(Y):	- $\text{Y}_5(\text{SiO}_4)_3\text{N}$	(ASTM 30-1462)
	- $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$	(ASTM 19-1450) sehr schwach
	- $\text{Fe Si}_2$	(ASTM 22-1113)
im SSN(Y,Al):	- $\text{W Si}_2$	(ASTM 11- 195)
	- $\text{Fe}_2\text{Si}$	(ASTM 26-1141)
im SRBSN(Y,Al,Mg):	- $\text{Si}_3\text{N}_4 \cdot \text{Y}_2\text{O}_3$	(ASTM 30-1460) leicht verzerrt.

Bei der im HPSN(Y) festgestellten Phase  $\text{Y}_5(\text{SiO}_4)_3\text{N}$  könnte es sich auch um die vom Gitteraufbau her sehr ähnliche Phase  $\text{Y}_{4,67}(\text{SiO}_4)_3\text{O}$  (ASTM 30-1457) handeln; auf Grund des Phasendiagramms wird jedoch die  $\text{Y}_5(\text{SiO}_4)_3\text{N}$ -Phase für wahrscheinlicher gehalten. Nach einer geeigneten Glühbehandlung (z.B.  $1200^\circ\text{C}/1000\text{h}/\text{Luft}$ ) können in dem Material SSN(Y,Al,Ti)  $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ -Strukturen nachgewiesen werden (ASTM 22-994).



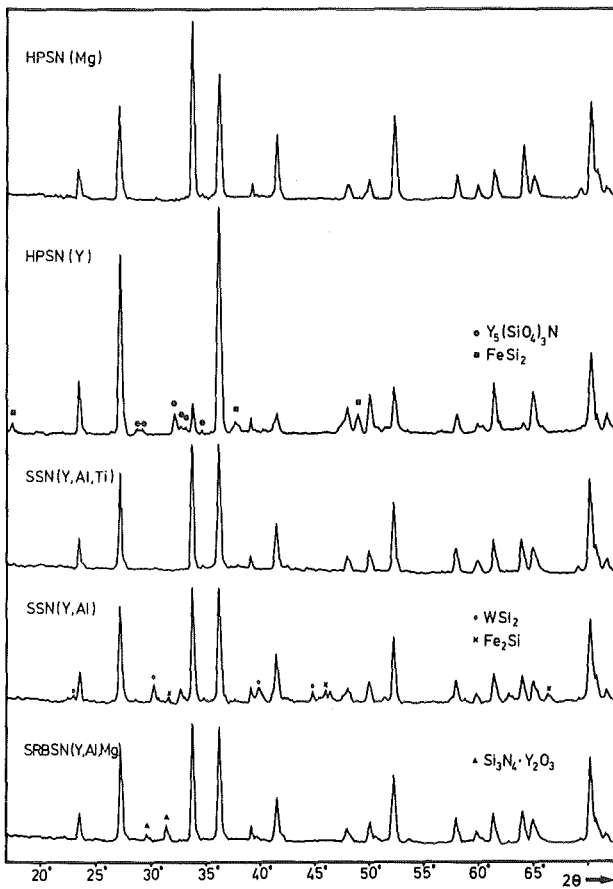


Abb. 3.1.:  
Röntgenographische Phasen-  
bestimmung der untersuchten  
 $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien.

### 3.2. Einfache physikalische Eigenschaften

Mittels einfacher physikalischer Eigenschaften, wie Dichte und Festigkeit, soll eine erste Bewertung der untersuchten Materialien ermöglicht werden. Die absolute Dichte eines Materials hängt von zwei Faktoren ab; zum einen vom zurückgebliebenen Porenvolumen, das bei drucklos verdichteten Materialien in der Regel etwas höher ist, als bei Heißgepressten (Abb. 3.3.), zum anderen von der Art und Menge der Sinterhilfsmittel und Verunreinigungen. Proben, die nur mit  $\text{MgO}$  als Sinterhilfsmittel verdichtet wurden, haben, aufgrund der Dichten der entstehenden Glasphasen, eine geringere Dichte, als Proben mit  $\text{Y}_2\text{O}_3$  (Tab. 3.3.). Von Interesse ist vor allem der jeweilige Prozentsatz der Theoretischen Dichte eines jeden Materials; zur Bestimmung der Theoretischen Dichte eines Werkstoffs muß aber nicht nur

die Zusammensetzung der Korngrenzenphase bekannt sein, sondern auch die Einschlüsse müssen berücksichtigt werden. Nimmt man an, daß die Fe- und W- Gehalte als  $\text{FeSi}_2$ - bzw.  $\text{WSi}_2$ - Einschlüsse vorliegen, daß die Korngrenzenphase beim  $\text{SSN}(\text{Y},\text{Al})$  und  $\text{SSN}(\text{Y},\text{Al},\text{Ti})$  ein  $\text{SiAlON}$ -Glas ist, und daß die Korngrenzenphase beim  $\text{SRBSN}(\text{Y},\text{Al},\text{Mg})$  der kristallinen Phase  $\text{Si}_3\text{N}_4 \cdot \text{Y}_2\text{O}_3$  nahe kommt, so ergeben sich die in Tabelle 3.3. errechneten Werte.

	HPSN (Mg)	HPSN (Y)	SSN (Y,Al,Ti)	SSN (Y,Al)	SRBSN (Y,Al,Mg)
Dichte ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )	3,20	3,299	3,23	3,21	3,21
% TD	~ 100 %	~ 100 %	~ 99,2 %	~ 97,5 %	~ 98,6 %

Tabelle 3.3.: Dichten der untersuchten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffe.

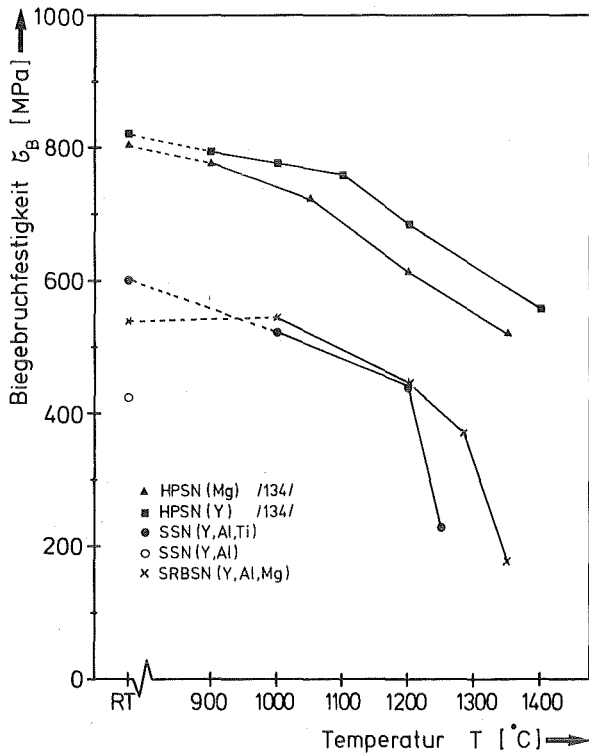


Abb. 3.2.:  
4-Punkt-Biegebruchfestigkeiten der untersuchten Materialien bei verschiedenen Temperaturen.

Neben der Dichte eines Materials ist natürlich auch dessen Festigkeitsverlauf über der Temperatur von großem Interesse. In Abb. 3.2. sind 4-Punkt-Biegebruchfestigkeiten der untersuchten Materialien teils aus der Literatur /134/, teils aus eigenen Messungen über der Temperatur aufgetragen. Besonders auffallend ist das drastische Absinken der Festigkeiten des SSN(Y,Al,Ti) oberhalb 1200°C bzw. des SRBSN(Y,Al,Mg) oberhalb 1280°C; dies wird auf das Auftreten flüssiger Korngrenzenanteile zurückgeführt (vgl. Kapitel 4 und 5).

### 3.3. Mikrostruktur

Zunächst soll durch Übersichtsaufnahmen ein visueller Eindruck von den Gefügen vermittelt werden, daran anschließend wird im Detail auf das  $\beta$ - bzw.  $\beta'$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Korn, auf amorphe und kristalline Korngrenzenphasen und auf verschiedene Einschlusstypen eingegangen. Die genaue Kenntnis vor allem des Kristallisationszustandes und der Zusammensetzung der Korngrenzenphasen ist unerlässlich für eine Erläuterung der Hochtemperatur-Langzeit-Eigenschaften.

Die rasterelektronenmikroskopischen Bruchflächenaufnahmen wurden an einem Gerät des Typs 60, der Firma ISI, München, die transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchungen an einem 200kV-TEM des Typs H-700H der Firma Hitachi, Ltd., Tokyo, Japan durchgeführt.

Die Herstellung von durchstrahlbaren Proben aus so schwierig abzdünnenden Materialien wie Keramiken ist äußerst aufwendig. Die Keramikprobe wurde zunächst mit einem Diamanthohlbohrer angebohrt, anschließend wurde mit einer Diamantsäge eine Scheibe von  $\sim 150 \mu\text{m}$  Dicke abgesägt. Diese Scheibe wurde von Hand auf einer Diamantschleifscheibe auf etwa  $60 \mu\text{m}$  Dicke abgeschliffen. In der Mitte einer solchen Scheibe wurde mit einer Ionendünnungsanlage Gatan 600 der Firma Gatan, Inc., Warrendale (USA) ein Loch geschossen, sodaß am Lochrand ein schmaler durchstrahlbarer Bereich entstand. Der Materialabtrag entsteht hierbei durch eine Materialzerstäubung durch aufprallende Ionenstrahlen im Energiebereich von 4 bis 6 Kilo-elektronenvolt. Ein gut durchstrahlbarer Bereich hat sich beim Ionenbe-

schuß unter einem Winkel von  $12^{\circ}$  bis  $15^{\circ}$  ergeben. Da Siliziumnitrid nur eine geringe elektrische Leitfähigkeit besitzt, laden sich die gedünnten Proben im Elektronenmikroskop elektrostatisch auf, so daß so noch keine Abbildung möglich ist. Die gedünnten Proben wurden, um diese elektrostatischen Aufladungen zu verhindern, mit Kohlenstoff bedampft.

Im Rasterbetrieb (STEM) sind bei diesem Elektronenmikroskop auch Elementanalysen möglich; es handelt sich hierbei um eine energiedispersive Röntgenmikroanalyse (EDX) /135/. Die vom Elektronenstrahl getroffenen Atome senden elementspezifisch unterschiedliche Röntgenstrahlen aus, die dann von einem Detektor ausgewertet werden. Die räumliche Auflösung kommt dabei dem Durchmesser des Elektronenstrahls nahe (Typisch  $\sim 20$  nm bei 100kV), vorausgesetzt die Probe ist dünn genug ( $< 500$  nm; vgl. Abb. 3.3.) /136/.

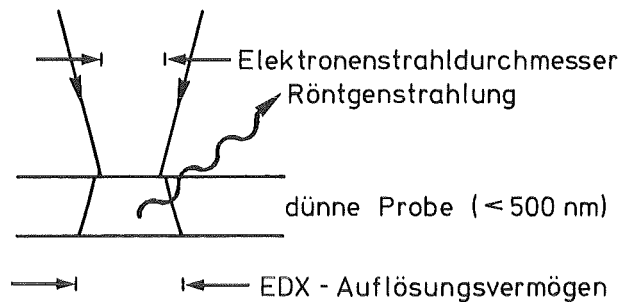


Abb. 3.3.: Schematische Darstellung der begrenzten Strahlstreuung in dünnen Proben (energiedispersive STEM-Röntgenmikroanalyse) nach /136/.

### 3.3.1. Gefügeübersichten

-----

Zur Erfassung der Einflüsse von verschiedenen Herstellverfahrensparametern und der Art und Menge von Sinterhilfsmitteln auf die Gefügebeschaffenheit der untersuchten Materialien wäre eine quantitative Gefügeanalyse wünschenswert. Bei Gefügen, die aus überwiegend stäbchenförmigen Teilchen bestehen, ist eine solche Analyse schwierig, da nur die Dicke der in den Anschliffen sichtbaren Stäbchen eine brauchbare Messgröße darstellt.

Die im Schliff sichtbare Länge eines Kristallites ist abhängig von dessen Anordnung zur Schliffebene; sie ist deshalb nur eine scheinbare Länge und darf so nicht ausgewertet werden. Ein vor kurzem vorgestelltes, aufwendiges Verfahren erlaubt dennoch eine gewisse Charakterisierung einer stäbchenförmigen Kornmorphologie /137/. Da die Hochtemperatur-Langzeit-Eigenschaften von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  in erster Linie von der Korngrenzenphasenzusammensetzung und weniger von der Kornmorphologie abhängen, soll sich deshalb eine Charakterisierung der Gefügeformen hier auf eine qualitative Beschreibung beschränken.

In Abb. 3.4. sind lichtmikroskopische Gefügaufnahmen der untersuchten Siliziumnitridmaterialien gezeigt. Die beiden heißgepressten Materialien HPSN(Mg) und HPSN(Y) weisen nur sehr geringe Restporosität auf (vgl. auch Tab. 3.3.). Obwohl das SRBSN(Y,Al,Mg) deutlich größere Poren enthält, hat es dennoch ein besseres Hochtemperaturfestigkeitsverhalten als das SSN(Y,Al,Ti) (Abb. 3.2.) - auch das weist auf den dominierenden Einfluß der Korngrenzenphasenzusammensetzung auf die Hochtemperatureigenschaften hin. Eine verhältnismäßig hohe Restporosität und damit verbunden ein niedriges Festigkeitsniveau weist das SSN(Y,Al) auf.

Abb. 3.5. zeigt rasterelektronenmikroskopische Raumtemperaturbruchflächen-aufnahmen; auch hier zeigen sich deutliche Unterschiede; das HPSN(Mg) weist nur wenige gestreckte Kornformen auf und die Körner haben keine scharfen, geradlinigen Kanten, sondern eher globularen Charakter. Das HPSN(Y) dagegen hat stark gestreckte, verhältnismäßig große Körner mit geradlinigen, scharfen Kanten - ein typisches "Streichholzgefüge".

Die Materialien SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg) sind sich von den Kornformen her sehr ähnlich: beide haben sowohl größere, gestreckte Körner, als auch viele kleinere Körner mit eher globularem Charakter. Beim SSN(Y,Al) sind die Körner allgemein etwas größer als bei den beiden drucklos verdichteten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Qualitäten; es treten aber auch hier größere, gestreckte Kornformen neben kleineren, eher globularen Körnern auf.

Die Gefügeverhältnisse zeigen am besten die transmissionselektronenmikroskopischen Übersichtsaufnahmen (Abb. 3.6.). Die Aufnahmen weisen unterschiedlich gut durchstrahlbare Bereiche auf, da durch die Ionendünnung die Proben nicht überall gleich dick sind; dieser Effekt tritt natürlich

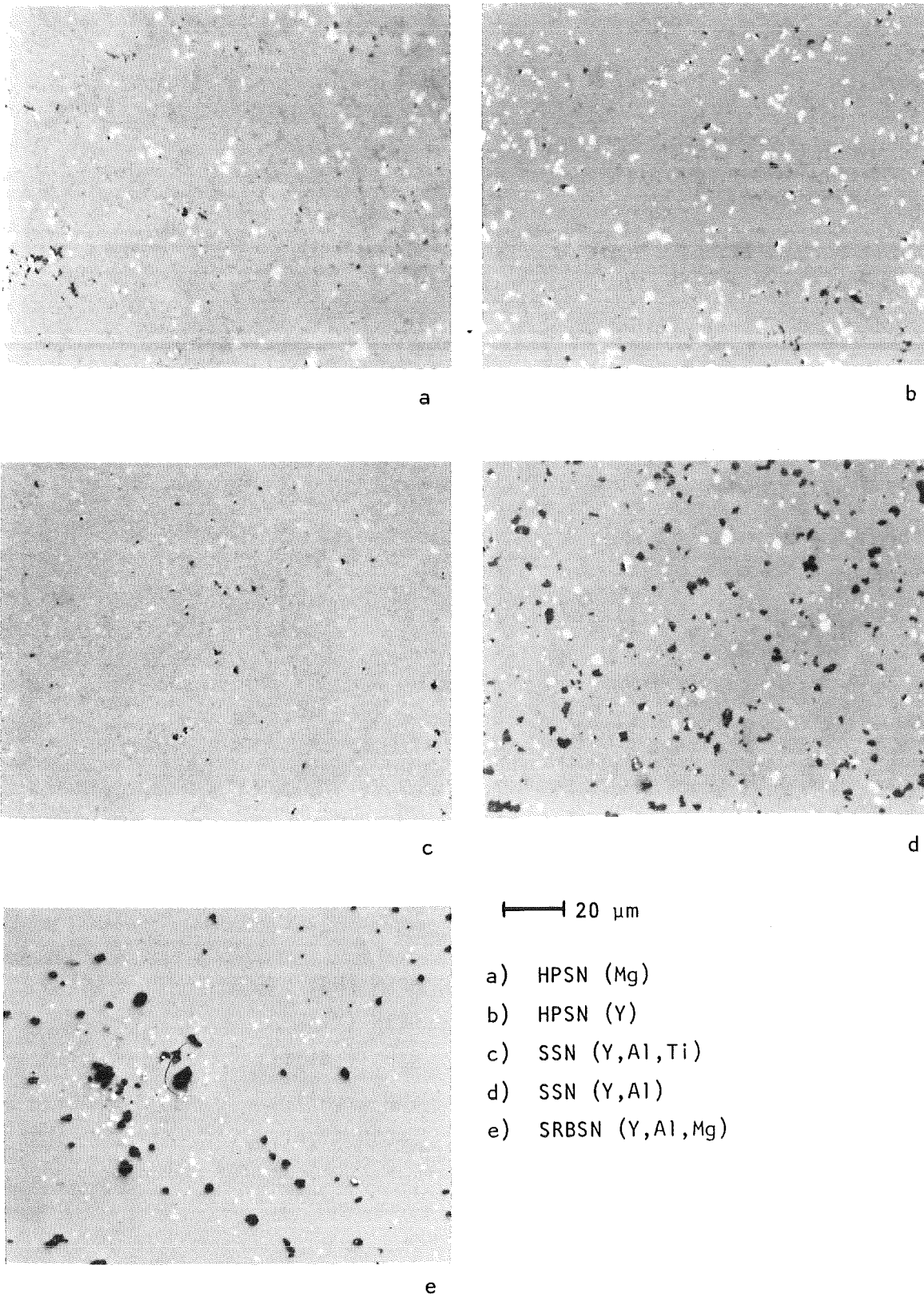
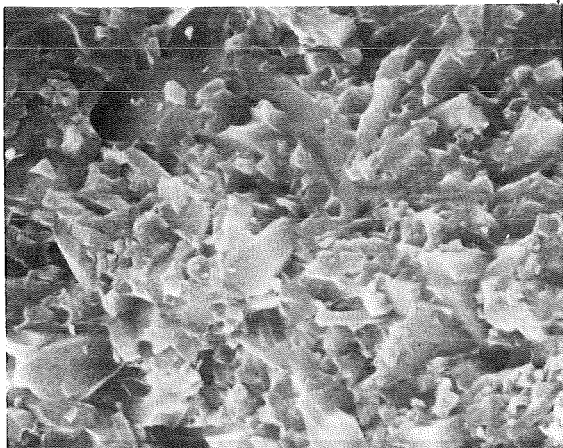
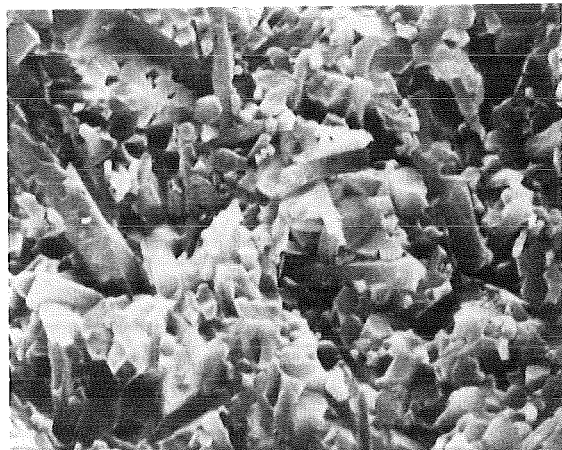


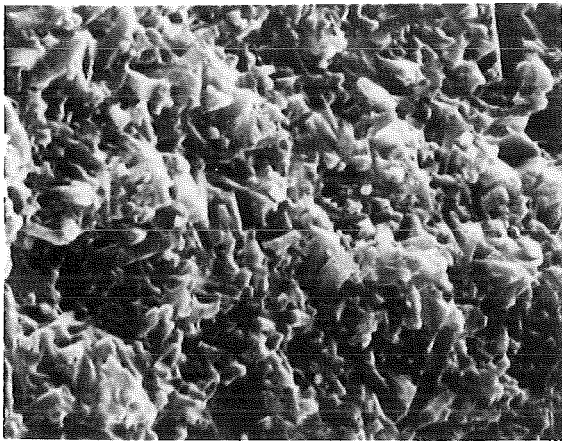
Abb. 3.4.: Lichtmikroskopische Gefügaufnahmen der untersuchten Siliziumnitridmaterialien.



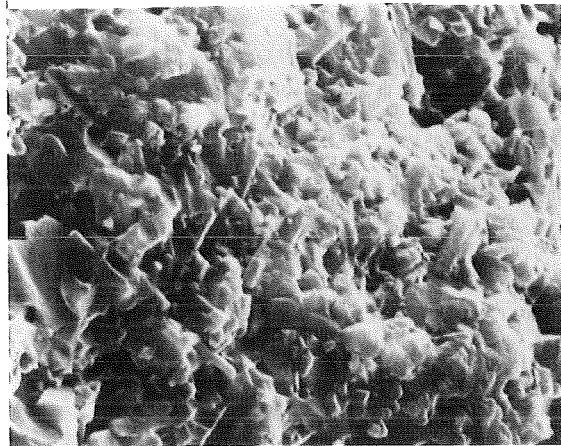
a



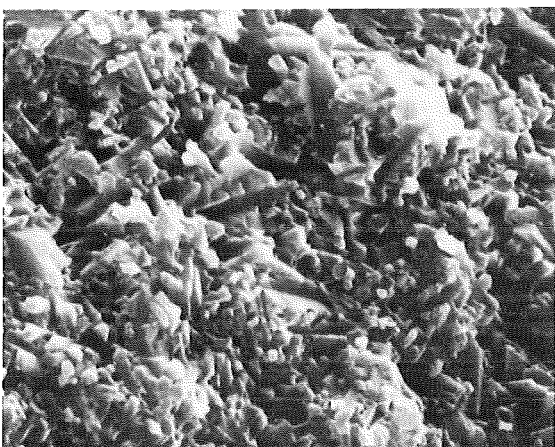
b



c



d

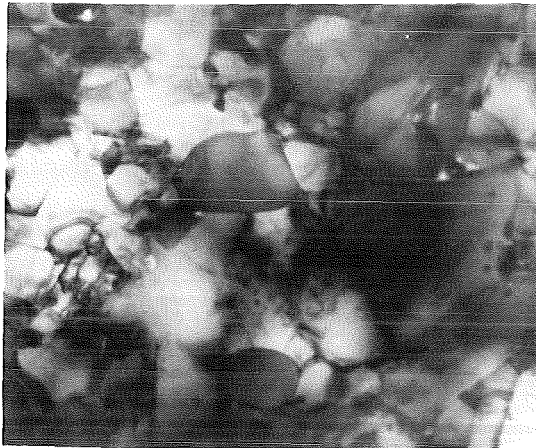


e

5  $\mu\text{m}$

- a) HPSN (Mg)
- b) HPSN (Y)
- c) SSN (Y,Al,Ti)
- d) SSN (Y,Al)
- e) SRBSN (Y,Al,Mg)

Abb. 3.5.: Rasterelektronenmikroskopische Raumtemperatur-Bruchflächen-  
aufnahmen der untersuchten Siliziumnitridmaterialien.



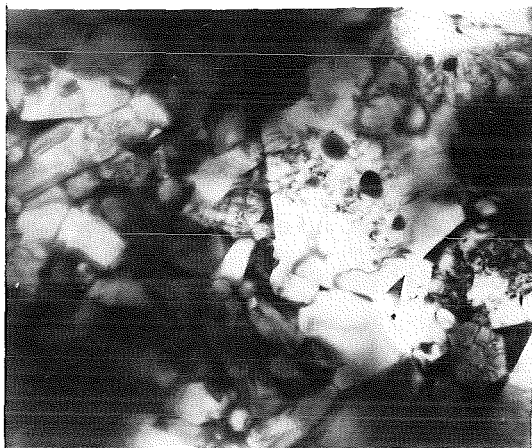
a



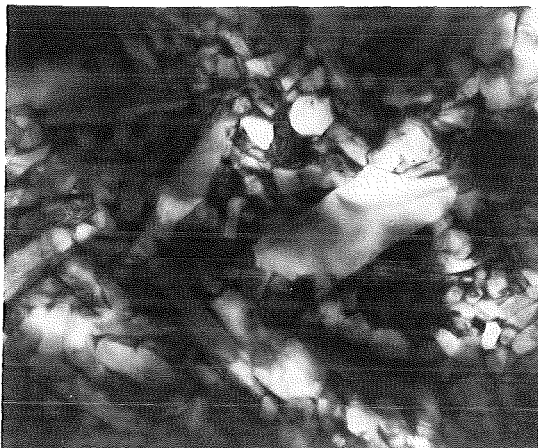
b



c



d



e

—|— 1  $\mu\text{m}$

- a) HPSN (Mg)
- b) HPSN (Y)
- c) SSN (Y,Al,Ti)
- d) SSN (Y,Al)
- e) SRBSN (Y,Al,Mg)

Abb. 3.6.: Transmissionselektronenmikroskopische Gefügaufnahmen der untersuchten Siliziumnitridmaterialien.



besonders bei für ein Transmissionselektronenmikroskop verhältnismäßig kleinen Vergrößerungen zu Tage. Dennoch sind so die Gefügeverhältnisse wesentlich realistischer wiedergegeben als z.B. durch einen chemisch geätzten Schliff, da dort nicht nur die Korngrenzenphase, sondern auch die kleinsten Körner mit herausgelöst werden. Außerdem sind recht gut die tiefschwarzen Eisen-Silizium-Einschlüsse zu erkennen; sie treten sowohl als eigene Partikel im Gefüge auf, als auch als intragranulare Einschlüsse im  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Korn selbst.

### 3.3.2. Das $\beta$ - bzw. $\beta'$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Korn

Der vom Volumen her größte Gefügebestandteil ist das Siliziumnitridkorn; dieses weist sowohl in seiner Morphologie, als auch in seiner chemischen Zusammensetzung bei den verschiedenen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Sorten Unterschiede auf (vgl. 3.3.1.). Wie bereits in 2.2.3.3. beschrieben, kann das  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  Kristallgitter große Mengen Al- und O-Atome anstelle der entsprechenden Si- und N- Atome aufnehmen. Bei den Materialien SSN(Y,Al,Ti), SSN(Y,Al) und SRBSN(Y,Al,Mg) können mittels STEM-EDX-Mikroanalysen Al-Gehalte im Siliziumnitridkorn nachgewiesen werden (Abb. 3.7.); es handelt sich hier somit um ein  $\beta'$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Gitter.

Bei den heißgepressten Materialien HPSN(Y) und HPSN(Mg) konnte kein Al, Y, oder Mg neben Si im Siliziumnitridkorn festgestellt werden. (Abb. 3.8.); es handelt sich hier somit um ein reines  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Gitter. Vor allem in den heißgepressten, vereinzelt aber auch in den drucklos gesinterten Siliziumnitridsorten konnten in den großen langgestreckten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern Versetzungsstrukturen nachgewiesen werden (Abb. 3.8.). Es handelt sich hierbei vor allem um Schraubenversetzungen mit dem Burgersvektor  $\vec{b} = c [0001]$  und der Gleitebene  $\{10\bar{1}0\} / 138,139/$ . Diese Versetzungen werden wahrscheinlich beim Heißpressen durch lokal sehr hohen mechanischen Druck eingebracht; sie können aber auch beim Abkühlen entstehen, wenn sich auf Grund von Phasenumwandlungen in der Korngrenzenphase an großen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern innere Spannungen entwickeln.

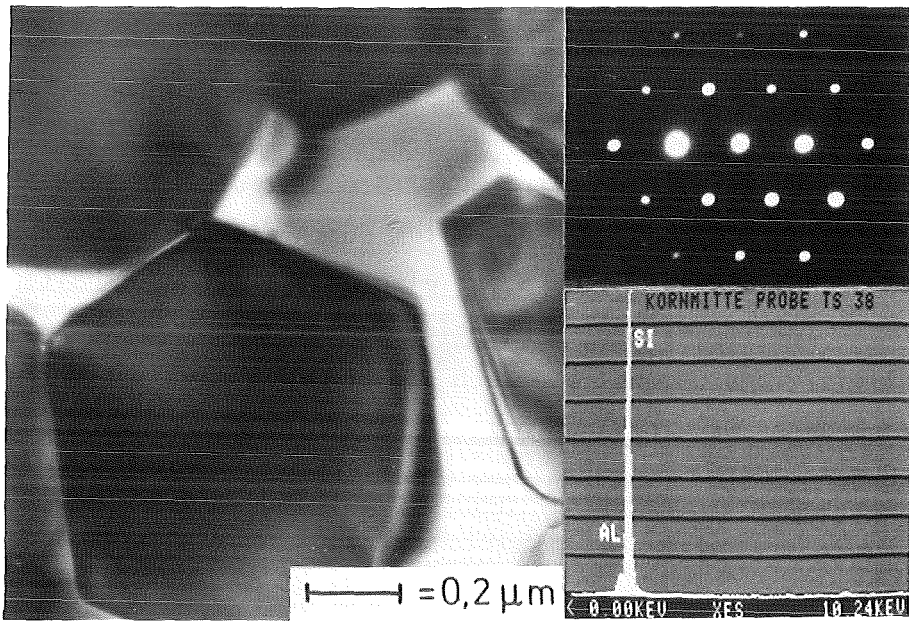


Abb. 3.7.:  $\beta'$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Korn im SSN(Y,Al,Ti). Analoge Bilder ergeben sich bei den Materialien SSN(Y,Al) und SRBSN(Y,Al,Mg); von dem zuge-setzten Aluminiumoxid löst sich ein Teil im Siliziumnitridkorn.

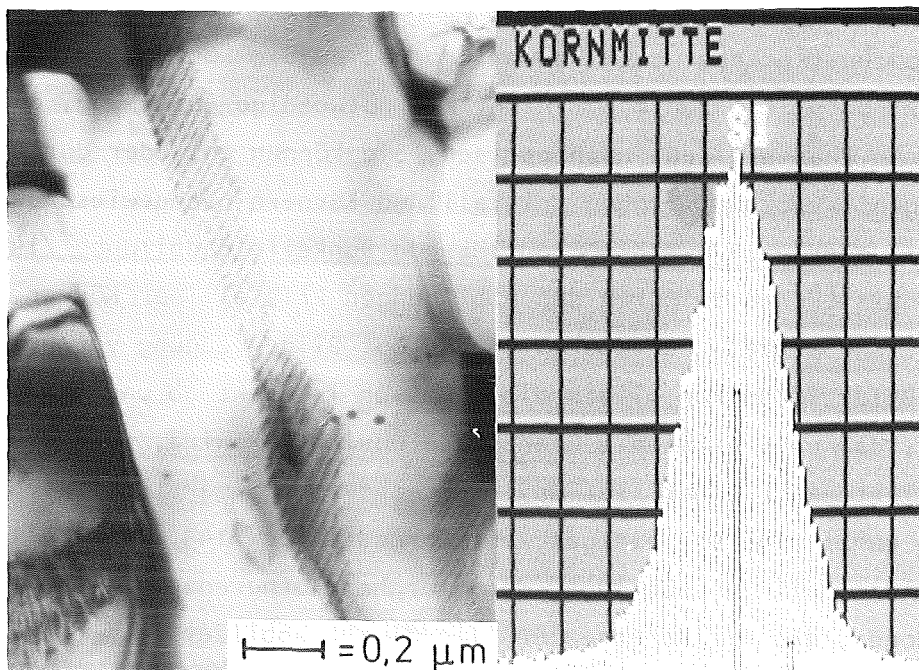


Abb. 3.8.: Schraubenversetzungen in einem langgestreckten  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Korn im HPSN(Y). Analoge Bilder ergeben sich beim HPSN(Mg).

### 3.3.3. Die Korngrenzenphase

-----

Der bestimmende Gefügebestandteil für die Hochtemperatur-Langzeiteigenschaften von dichten Siliziumnitridqualitäten ist die Korngrenzenphase. Während das Oxidationsverhalten vor allem durch die chemische Zusammensetzung derselben beeinflusst wird, spielt für das Kriechverhalten auch deren Kristallisationsgrad eine wichtige Rolle. Im Folgenden soll sowohl der Kristallisationszustand, als auch die chemische Zusammensetzung der Korngrenzenphasen der einzelnen hier untersuchten Materialien näher erläutert werden.

#### 3.3.3.1. Kristallisationszustand der Korngrenzenphasen

Neben den in der Regel auskristallisierten Tripelpunktsbereichen treten in der Korngrenzenphase des Siliziumnitrids auch noch sehr dünne (10-50 Å), amorphe Filme zwischen den kristallinen Körnern auf. Es stellt sich also das Problem der Abbildung sehr dünner, intergranularer Phasen mittels hochauflösender Elektronenmikroskopie. Die konventionelle Hellfeld-Elektronenmikroskopie hat nicht die notwendige Auflösung, diese sehr dünnen Phasen direkt nachzuweisen. Sie können entweder durch Gitterabbildung als Lücken zwischen kristallinen Körnern nachgewiesen werden /140, 141/, oder auch durch hochauflösende Dunkelfeldabbildung /142/, wiederum als Lücken zwischen den Abbildungen kristalliner Körner, deren Bragg-Reflexe mittels der Aperturblende zur Bilderzeugung verwendet werden. Beide Techniken bilden diese Phasen indirekt ab und haben den Nachteil, daß eine existente Grenzphase unsichtbar wird, wenn die Korngrenze nicht exakt scharf ist und senkrecht zum Primärstrahl steht. Es wurde daher eine vor einiger Zeit vorgestellte /143, 144/, alternative Dunkelfeldtechnik zur Abbildung der amorphen Korngrenzenphasenanteile herangezogen, die die Korngrenzenfilme direkt abbildet. Nur die Elektronen, die durch die amorphe Phase diffus gestreut wurden, werden durch die Aperturblende zur Bilderzeugung zugelassen, während alle kristallinen Bragg-Reflexe ausgeblendet werden (Abb. 3.9.).

Diese neue, direkte Methode ist weit weniger abhängig von der Korngrenzenorientierung und der Mikroskopdefokussierung als die zuvor genannten Methoden; außerdem ist sie experimentell einfacher zu handhaben als die anderen Verfahren.

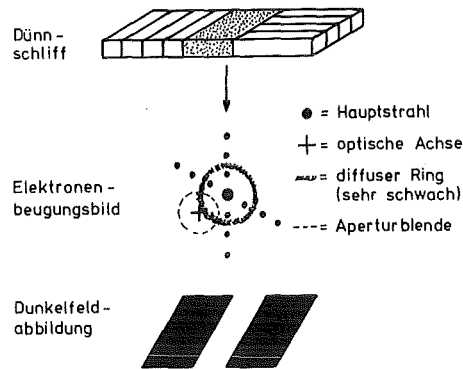


Abb. 3.9.: Dunkelfeldabbildung amorpher, intergranularer Phasen (Schemazeichnung).

Die hier untersuchten Materialien haben im Einzelnen folgendes gezeigt: Beim HPSN(Mg) liegt die ganze Korngrenzenphase, sowohl in Tripelpunkten, als auch in den 10-30 Å dicken Bereichen zwischen zwei  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  Körnern, im amorphen Zustand vor (wie Abb. 3.11.). In der Literatur /145,146/ wurde wiederholt die Frage nach der Kontinuität der amorphen Filme um die Siliziumnitridkörner diskutiert - bei dem hier untersuchten mit MgO heißgepressten  $\text{Si}_3\text{N}_4$  scheinen auch teilweise glasfreie Korngrenzen vorzuliegen, wohingegen alle untersuchten Korngrenzen in  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -verdichteten Materialien einen kontinuierlichen Korngrenzenglasfilm aufweisen.

Das HPSN(Y) hat auskristallisierte Tripelpunktsbereiche der Korngrenzenphase und einen, sowohl die  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  Körner, als auch die kristallinen Tripelpunktsbereiche, kontinuierlich umgebenden, 20-30 Å dicken Glasphasenfilm (wie bei Abb. 3.10.).

Die gesinterten Materialien SSN(Y,Al) und SSN(Y,Al,Ti) weisen im Anlieferungszustand beide eine vollkommene amorphe Korngrenzenphase auf (Abb. 3.11.). Durch das verhältnismäßig hohe amorphe Korngrenzenphasenvolumen in den Tripelpunktsbereichen dieser  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Sorten, konnte sogar das

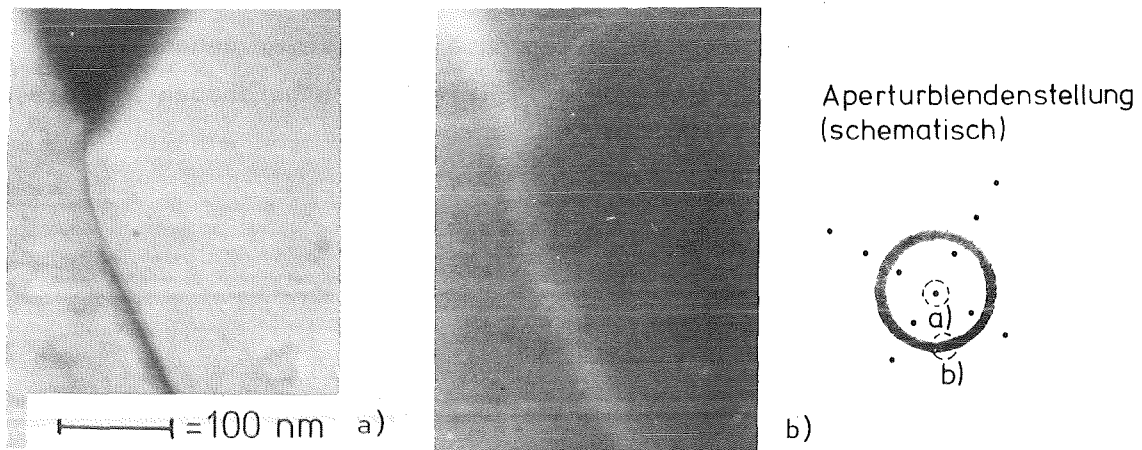


Abb. 3.10.: Darstellung der amorphen Korngrenzenfilme bei auskristallisierten Tripelpunktsbereichen beim SRBSN (Y,Al,Mg).

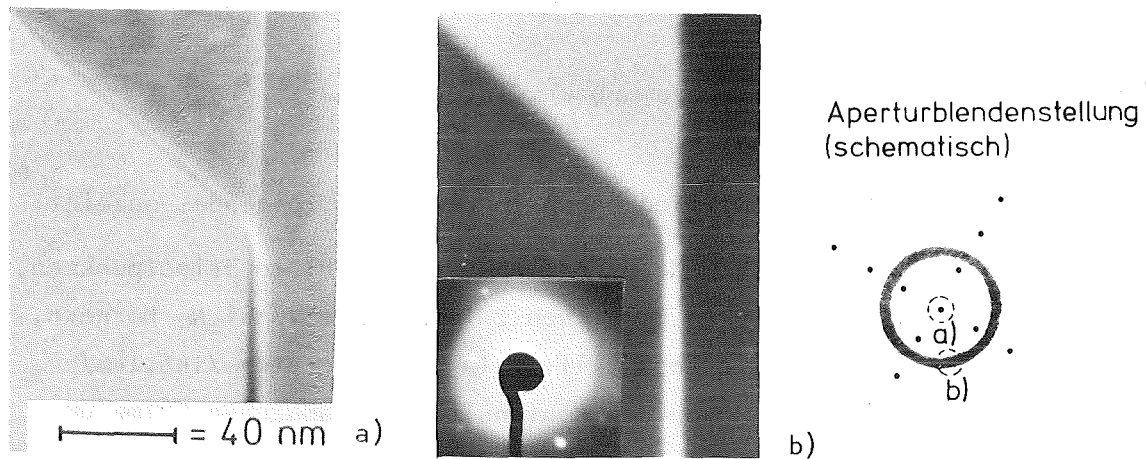


Abb. 3.11.: Darstellung der vollkommen amorphen Korngrenzenphase beim SSN(Y,Al,Ti) im Anlieferungszustand.

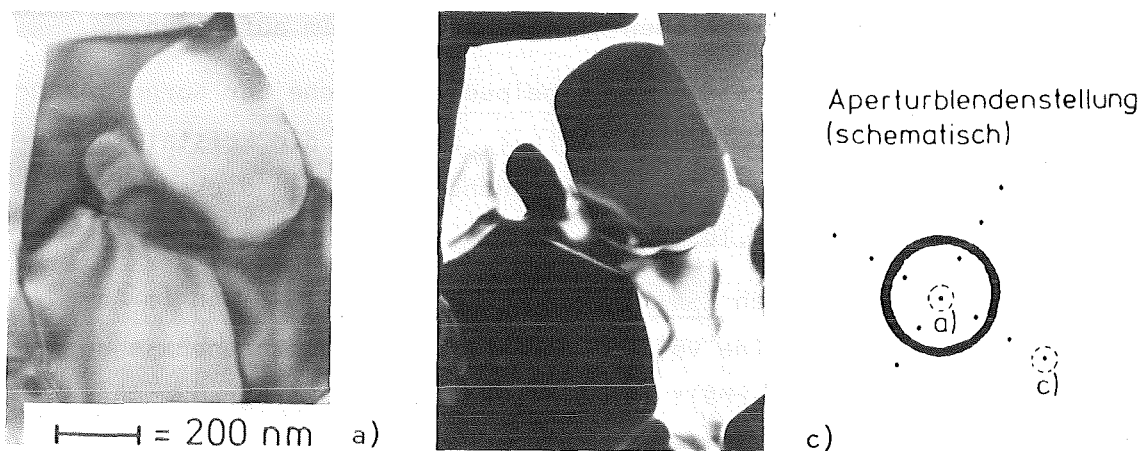


Abb. 3.12.: Darstellung auskristallisierter Tripelpunktsbereiche der Korngrenzenphase beim SSN(Y,Al,Ti) nach einer 1000h Luftglühbehandlung bei 1200°C.

sonst nur sehr schwach sichtbare ringförmige Leuchten der diffus gestreuten Elektronenstrahlen deutlich abgebildet werden. Die Tripelpunktsbereiche beider Materialien können durch eine geeignete Glühbehandlung (1200°C, 200-1000h, Luft) weitgehend auskristallisiert werden (Abb. 3.12.), was zu deutlich verbesserten Materialeigenschaften führt (vgl. 5.).

Es bleiben dann aber auch in diesen Materialien nach der Glühbehandlung die 20-50 Å dicken Korngrenzenfilme, sowohl zwischen den auskristallisierten Tripelpunktsbereichen und den  $\beta'$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Körnern, als auch zwischen zwei aneinandergrenzenden  $\beta'$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Körnern, erhalten; diese Filme sind also durch eine Glühbehandlung nicht auskristallisierbar.

Das nachgesinterte SRBSN(Y,Al,Mg) lag schon im Anlieferungszustand in der Form vor, wie die gesinterten Materialien nach einer Glühbehandlung; also mit auskristallisierten Tripelpunktsbereichen und einem kontinuierlichen Korngrenzenglasfilm (Abb. 3.10.).

Für ähnliche Materialien wurden bei Mikrostrukturuntersuchungen in der Literatur ähnliche Kristallisationszustände festgestellt; die heißgepressten Materialien sind vergleichbar mit den entsprechenden in /147, 148/ und die gesinterten und nachgesinterten Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Sorten mit den Materialien in /149,150/.

Bei den Materialien mit einer vollkommen amorphen Korngrenzenphase auf Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Basis [SSN(Y,Al,Ti) und SSN(Y,Al)] wurde durch eine geeignete Glühbehandlung sichergestellt, daß zum Kriechversuch alle Tripelpunktsbereiche auskristallisiert waren. Alle hier getesteten Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Sorten enthalten so etwa den gleichen Volumenanteil amorpher Korngrenzenphase, nämlich den alle Körner umgebenden, 10-50 Å dicken Korngrenzenglasfilm, der jedoch jeweils eine unterschiedliche Zusammensetzung aufweist.

### 3.3.3.2. STEM-Röntgenmikroanalysen der Korngrenzenphasen

Durch die STEM-Röntgenmikroanalyse sind die Intensitätsverhältnisse von verschiedenen Elementen mit einer Ordnungszahl  $Z > 11$  zueinander in einem Gebiet von ungefähr 200 Å Durchmesser ermittelbar (Abb. 3.3.).

Mit einer Gewichtung (/135/, S.88) lassen sich die Konzentrationsverhältnisse dieser Elemente zueinander in den Tripelpunkten der Korngrenzephase und in Partikeleinschlüssen der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien quantifizieren; die leichteren Elemente, vor allem die hier interessanten Elemente Sauerstoff und Stickstoff, können dagegen mit diesem Verfahren nicht nachgewiesen werden.

Punktanalysen an den  $10\text{-}50 \text{ \AA}$  breiten Korngrenzephase weisen immer zu hohe Si-Gehalte auf, da ein Teil der benachbarten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körner mit ins Analysenvolumen ( $\varnothing \sim 200 \text{ \AA}$ ) einbezogen wird. Um zur Zusammensetzung dieser dünnen Korngrenzenglasfilme genauere Angaben machen zu können, müßten Auger-Spektroskopische Untersuchungen an interkristallinen Bruchflächen durchgeführt werden - dann wären auch die Elemente Sauerstoff und Stickstoff nachweisbar. Da sich aber  $\text{Si}_3\text{N}_4$  während der Analyse wegen seiner schlechten elektrischen Leitfähigkeit elektrostatisch auflädt, sind hochauflösende Auger-Spektroskopische Untersuchungen an den wenigen Atomlagen dicken Korngrenzenglasfilmen dieser Materialien unmöglich /151/.

In den folgenden Abbildungen (3.13.-3.18) sind STEM-Punktanalysen in größeren Tripelpunktsbereichen der hier untersuchten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien dargestellt. Die vollkommen amorphe Korngrenzephase des HPSN(Mg) weist etwa gleiche Intensitäten an Mg und Si auf (Abb. 3.13.). Mit dem Korrekturfaktor aus /135/ läßt sich auf ein Mg/Si-Konzentrationsverhältnis der amorphen Phase schließen, das nahe der eutektischen Zusammensetzung nach Abb. 2.5. liegt. In dieser Magnesiumsilikatkorngrenzephase liegen aber auch lokal deutliche Ca-Gehalte vor, die die Erweichungstemperatur nochmals absenken können.

Vor allem Ca, oxidisch gebunden, reichert sich in den amorphen Korngrenzephaseanteilen sehr stark an; in großen amorphen Tripelpunktsbereichen des Materials SSN(Y,Al) wurden nämlich deutliche Ca-Gehalte nachgewiesen (Abb. 3.17.), obwohl dieses Material gemäß der naßchemischen Analyse (Tab. 3.1.) den mit Abstand geringsten Ca-Gehalt (0,01%) aufweist.

Die Korngrenzephase des HPSN(Y) besteht in den kristallinen Tripelpunktsbereichen aus einem Yttriumsiliziumoxinitrid; die Yttriumkonzentration ist hier deutlich höher, als die Siliziumkonzentration (Abb. 3.14.).

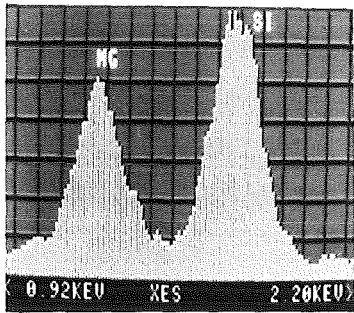


Abb. 3.13.: HPSN(Mg)  
Amorphe Korngrenzenphase

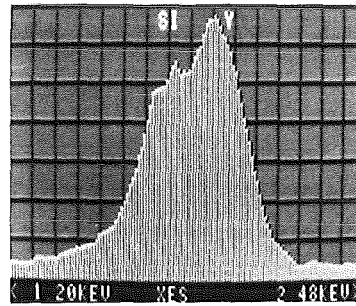


Abb.3.14.: HPSN(Y)  
Kristalline Korngrenzenphase

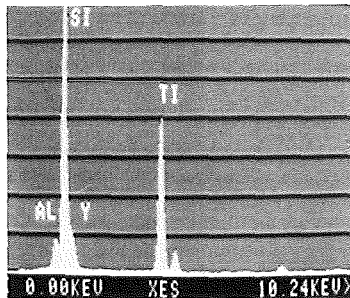


Abb. 3.15.: SSN(Y,Al,Ti)  
Amorphe Korngrenzenphase

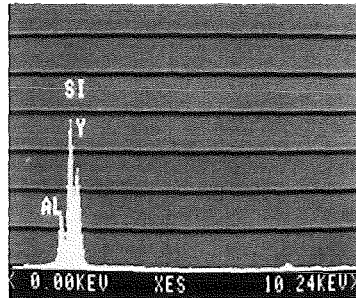


Abb. 3.16.: SSN(Y,Al,Ti)  
Amorphe Korngrenzenphase

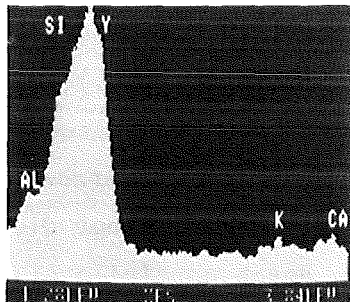


Abb. 3.17.: SSN(Y,Al)  
Amorphe Korngrenzenphase

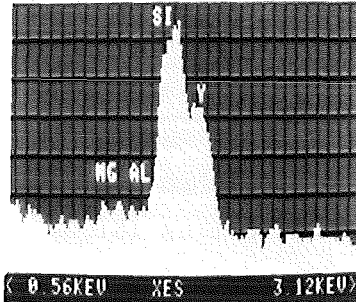


Abb. 3.18.: SRBSN(Y,Al,Mg)  
Kristalline Korngrenzenphase

Abb. 3.13.-3.18.: STEM-EDX-Punktanalysen in größeren Tripelpunkts-  
bereichen der untersuchten Materialien im An-  
lieferungszustand.



Neben diesen beiden Elementen wurden keine Weiteren in den kristallinen Korngrenzenphasenanteilen dieses Materials nachgewiesen. Unter Berücksichtigung der Ergebnisse aus Kapitel 3.1. liegt also der Schluß nahe, daß es sich bei diesen Bereichen um das Yttriumsiliziumoxinitrid  $Y_5(SiO_4)_3N$  handelt.

Die Tripelpunktsbereiche des SSN(Y,Al,Ti) weisen stark unterschiedliche Zusammensetzungen auf (Abb. 3.15. und Abb. 3.16.). Die im Anlieferungszustand vollkommen amorphe Korngrenzenphase ist sehr inhomogen, so daß es im Zusammenwirken mit CaO-Verunreinigungen durchaus zur Ausbildung so niedriger Eutektika, wie in 2.2.3.6. beschrieben, kommen kann.

Tritt irgendwo im Gefüge ein solches Eutektikum auf (bei diesem Material bei  $1242^{\circ}C$ ; Abb. 2.12.), so sind der maximalen Einsatztemperatur natürlich klare Grenzen gesetzt. Die thermischen und mechanischen Eigenschaften zeigen eine rapide Verschlechterung oberhalb dieser Temperatur (vgl. Kapitel 4 und 5).

Durch Glühen können die amorphen Tripelpunktsbereiche auskristallisiert werden; röntgenographisch wurde  $Y_2Si_2O_7$  nachgewiesen - STEM/EDX-Analysen weisen entsprechend in vielen kristallisierten Tripelpunktsbereichen ein Y/Si Konzentrationsverhältnis von etwa 1 : 1 auf. Daneben wurden immer geringe Al-Gehalte gefunden.

Das Material SRBSN(Y,Al,Mg) weist dagegen wesentlich homogenere Tripelpunktszusammensetzungen als das SSN(Y,Al,Ti) auf (Abb. 3.18.); die Tripelpunktsbereiche liegen in kristalliner Form vor. Unter Einbeziehung der röntgenographischen Untersuchungen in 3.1., wobei leicht verzerrte Mellilit-Strukturen ( $Si_3N_4 \cdot Y_2O_3$ ) festgestellt wurden, liegt die Vermutung nahe, daß diese Verzerrung des Gitters durch partielle Al, Mg, O-Einlagerungen, ähnlich den Magnesium-SiAlONen (Kapitel 2.2. und 3.4.), hervorgerufen wird. Lokal können aber auch in Verbindung mit den, in den amorphen Korngrenzenfilmen angereicherten CaO-Verunreinigungen, eutektische Zusammensetzungen, wie in Abb. 2.11. gezeigt, erreicht werden; diese bewirken, daß oberhalb dieser Temperatur ( $\sim 1300^{\circ}C$ ) die Materialeigenschaften drastisch absinken (vgl. Kapitel 4 und 5).

### 3.3.4. Die Einschlüsse

-----

In den hier untersuchten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien treten grundsätzlich zwei verschiedene Einschlußtypen auf:

zum einen etwa 0,4 bis 5  $\mu\text{m}$  große Partikel, die ähnlich den  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern von Korngrenzenphase umgeben sind (Abb. 3.19.), zum anderen wesentlich kleinere intragranulare Einschlüsse (0,03-0,7  $\mu\text{m}$ ) in den Siliziumnitridkörnern selbst (Abb. 3.20). Abhängig von Art und Menge der Verunreinigungen (hier vor allem Fe, W, Ti ...) weisen die verschiedenen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -sorten die einen oder anderen Einschlußtypen, mehr oder weniger häufig und mit unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen auf. Im Einzelnen ergab sich folgendes:

Im HPSN(Mg) treten überwiegend Partikeleinschlüsse auf, die eine (Fe,Mn) · Si Zusammensetzung nahelegen (Abb. 3.21.). Es sind jedoch in diesem Material auch intragranulare Einschlüsse im  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Korn vorhanden, die eine ähnliche Zusammensetzung aufweisen, aber noch zusätzliche Spuren von Kalium enthalten (vgl. Abb. 3.22.).

Das HPSN(Y) hat fast ausschließlich Partikeleinschlüsse mit einer Zusammensetzung gemäß Abb. 3.23.; übereinstimmend mit den röntgenographischen Untersuchungen ergibt sich das Konzentrationsverhältnis der Verbindung  $\text{FeSi}_2$ . Die wenigen im HPSN(Y) vorhandenen Einschlüsse im  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Korn haben etwa die gleiche Zusammensetzung, wie die Partikeleinschlüsse.

Der Werkstoff SSN(Y,Al,Ti) weist sehr viele intragranulare Einschlüsse im  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Korn auf, welche eine Silizium-Titan-Zusammensetzung gemäß Abb. 3.24. haben - Partikeleinschlüsse treten nur vereinzelt auf.

Das Material SSN(Y,Al) weist dagegen verhältnismäßig wenig intragranulare Einschlüsse in  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern auf, hat aber sehr viele und große Partikeleinschlüsse. Diese Partikel zeigen die Intensitätsverhältnisse der röntgenographisch identifizierten Verbindungen  $\text{Fe}_2\text{Si}$  (hier nicht abgebildet) und  $\text{WSi}_2$  (Abb. 3.25.).

Im nachgesinterten SRBSN(Y,Al,Mg) treten nur ganz vereinzelt intragranulare Einschlüsse in  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern auf, die ein Eisen-Silizium-Intensitätsverhältnis ähnlich Abb. 3.23. aufweisen, also wahrscheinlich ebenso  $\text{FeSi}_2$ -Verbindungen sind. Daneben gibt es häufiger Eisensilizid-Partikeleinschlüsse, in denen auch die Eisenbegleiter Ti, Cr, Ni und Mn enthalten sind (Abb. 3.26.); es wurden sogar Zink-Silizid Partikel gefunden.

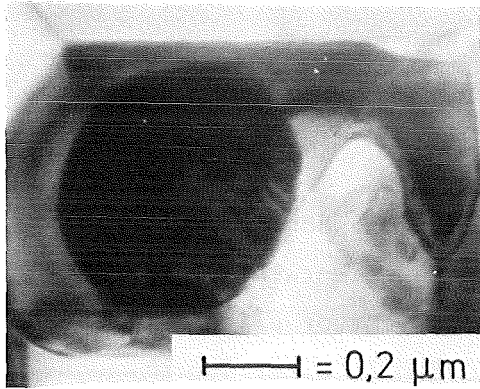


Abb. 3.19.: Partikeleinschluss am Beispiel des SSN(Y,Al)

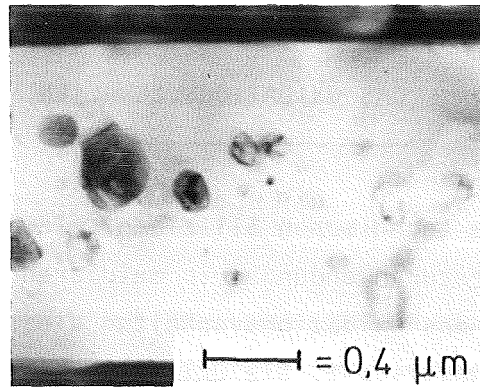


Abb. 3.20.: Intragranulare Einschlüsse im Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Korn des SSN(Y,Al,Ti)

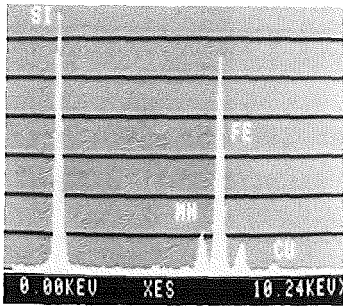


Abb. 3.21.: HPSN(Mg) Partikeleinschluss

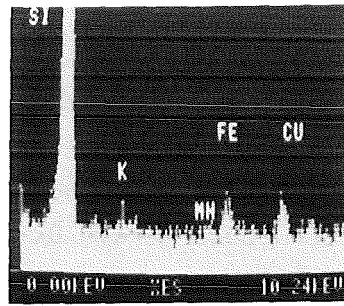


Abb. 3.22.: HPSN(Mg) Intragranularer Einschluss

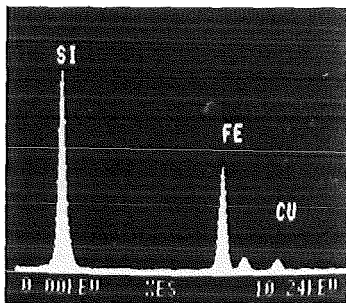


Abb. 3.23.: HPSN(Y) Partikeleinschluss

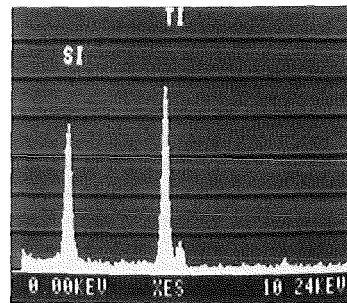


Abb. 3.24.: SSN(Y,Al,Ti) Intragranularer Einschluss

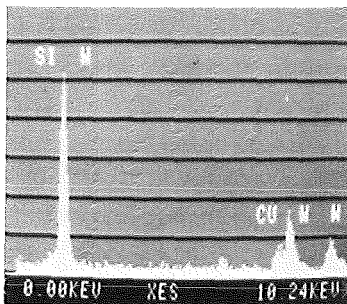


Abb. 3.25.: SSN(Y,Al) Partikeleinschluss

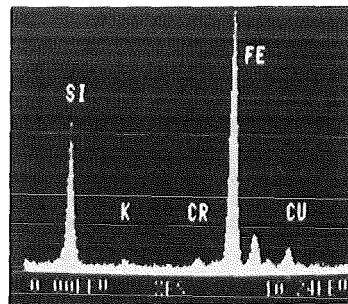


Abb. 3.26.: SRBSN(Y,Al,Mg) Partikeleinschluss

#### 4. DAS OXIDATIONSVERHALTEN

Da die technischen Siliziumnitridwerkstoffe hauptsächlich für Hochtemperaturanwendungen in oxidierender Atmosphäre entwickelt worden sind, wurde das Oxidationsverhalten dieser Materialien vor allem in trockener Luft untersucht. Die Oxidationsversuche wurden in einer Thermowaage vom Typ 409 E der Firma Netzsch, Selbst durchgeführt; gegenüber der in /152/ beschriebenen Anlage, wurde lediglich ein verbesserter Trägerfrequenzmeßverstärker verwendet, sodaß die Meßempfindlichkeit auf 5 mg pro Schreiberbreite erhöht werden konnte. Alle Probenoberflächen wurden für die Oxidationsuntersuchungen mit 1 µm Diamantpaste feinpoliert.

Um das komplexe Oxidationsverhalten technischer Siliziumnitridmaterialien mit verschiedenen Korngrenzenphasenzusammensetzungen näher erläutern zu können, werden zunächst die Oxidationsmechanismen reiner Siliziumbasiswerkstoffe und die vorhandenen Oxidationsmeßdaten technischer Siliziumnitridmaterialien vorgestellt.

##### 4.1. Grundlagen und Literaturlauswertung

Während der Oxidationsmechanismus des reinen Siliziums weitgehend abgesichert ist, bestehen noch Unsicherheiten bei der Erklärung des Oxidationsverhaltens des reinen Siliziumnitrids. Sowohl graduell unterschiedliche, als auch gänzlich konträre Meinungen werden bei der Erläuterung der Oxidationsvorgänge in technischen Siliziumnitridwerkstoffen mit verschiedenen Korngrenzenphasenzusammensetzungen geäußert.

In diesen technischen Siliziumnitridmaterialien können neben der normalen, parabolischen Oxidationskinetik auch katastrophale Oxidationsreaktionen /153/, sowie logarithmische Kinetiken (vgl. 4.2.1.) auftreten. Aus diesem Grunde werden zunächst die theoretischen Bedingungen für das Zustandekommen verschiedener Oxidationskinetiken näher erläutert.

4.1.1. Kinetik des Oxidschichtwachstums

Bei den Oxidationsversuchen mit den hier untersuchten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Qualitäten traten in der Regel parabolische Abhängigkeiten auf; lediglich das HPSN(Y) wies eine logarithmische Kinetik auf. Eine parabolische Oxidation ergibt sich, wenn die Diffusion eines der Reaktionspartner durch einen Trennbereich mit einem konstanten Konzentrationsgradienten geschwindigkeitsbestimmend. Im Gegensatz zu vielen Metallen, diffundiert bei Siliziumnitridmaterialien in der Regel der Sauerstoff durch die dichte, schützende Deckschicht an die Grenzfläche Schicht/Matrix. Die Siliziumdiffusion durch die  $\text{SiO}_2$ -Schicht ist temperaturabhängig zwischen 3 und 6 Zehnerpotenzen geringer als die Sauerstoffdiffusion und somit für das Oxidationsverhalten vernachlässigbar /157/. Eine Herleitung der Oxidationskinetik für Silizium /154/ ist analog auf die Siliziumnitridoxidation übertragbar. Bei Ausbildung einer dichten, schützenden Oxidschicht muß also der Sauerstoff an der Grenzfläche Gas/Schicht in der Schicht gelöst werden, durch die Schicht zur Grenzfläche Schicht/Matrix diffundieren und dort mit der Matrix reagieren (Abb. 4.1.); hierbei muß der Materiestrom im stationären Zustand für die drei Teilvorgänge gleich sein

$$F = F_1 = F_2 = F_3 \quad (4.1.)$$

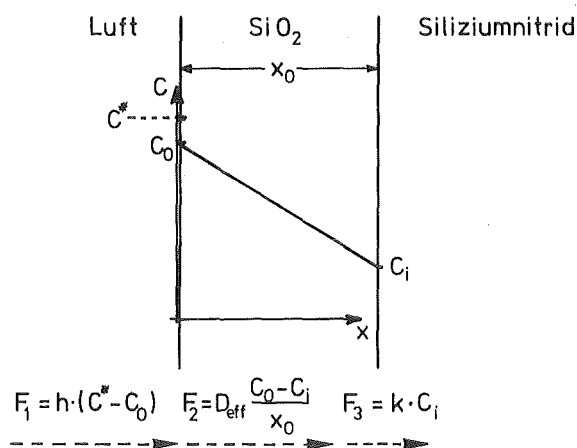


Abb. 4.1.: Sauerstofftransportmodell für den Oxidationsvorgang in  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (nach /154/).

Der Sauerstoffstrom in die äußere Oxidoberfläche wird angenommen zu:

$$F_1 = h \cdot (C^* - C_0) \quad (4.2.)$$

$h$  = Gasphasentransportkoeffizient  
 $C_0$  = Konzentration des gelösten Sauerstoffs an der äußeren Oxidoberfläche  
 $C^*$  = Gleichgewichtskonzentration des gelösten Sauerstoffs in der Oxidschicht. Bei der Lösung von  $O_2$  als Molekül ist diese über eine Konstante mit dem Sauerstoffpartialdruck verbunden.  
 $C^* = K \cdot p_{O_2}$  (Henry'sches Gesetz)

Der Sauerstoffstrom durch die  $SiO_2$ -Schicht wird nach dem 1. Fick'schen angesetzt:

$$F_2 = -D_{eff} \cdot \frac{dc}{dx} = D_{eff} \cdot \frac{C_0 - C_i}{x_0} \quad (4.3.)$$

$D_{eff}$  = effektiver Sauerstoffdiffusionskoeffizient durch die Schicht  
 $C_i$  = Konzentration des gelösten Sauerstoffs an der Grenzfläche  $SiO_2/Si_3N_4$   
 $x_0$  = Oxidschichtdicke

Der Sauerstoffstrom durch die Grenzfläche Oxid/Grundmaterial wird durch eine lineare Beziehung beschrieben:

$$F_3 = k \cdot C_i \quad (4.4.) \quad k = \text{Geschwindigkeitskoeffizient}$$

Nach Elimination von  $C_0$  und  $C_i$  ergibt sich der Materialstrom zu:

$$F = F_1 = F_2 = F_3 = \frac{k \cdot C^*}{1 + \frac{k}{h} + \frac{k \cdot x_0}{D_{eff}}} \quad (4.5.)$$

Ist  $N_1$  die Zahl der Oxidationsmittelmoleküle, die ein Einheitsvolumen der Oxidschicht beinhaltet, so wird die Wachstumsgeschwindigkeit der Oxidschicht beschrieben durch:

$$\frac{dx_0}{dt} = \frac{F}{N_1} = \frac{\frac{k \cdot C^*}{N_1}}{1 + \frac{k}{h} + \frac{k \cdot x_0}{D_{eff}}} \quad (4.6.)$$

Die Ausgangsannahme für diese Herleitung ist, daß zu Beginn der Untersuchung bereits eine dünne Oxidschicht der Dicke  $x_i$  vorhanden war;

es ergibt sich daraus die Randbedingung:

$$x_0 = x_i \quad \text{zur Zeit} \quad t = 0 \quad (4.7.)$$

Die Integration obiger Differentialgleichung und das Einsetzen der Randbedingungen führt zu:

$$x_0^2 + Ax_0 = Bt + x_i^2 + Ax_i \quad (4.8.)$$

dies kann umgeschrieben werden zu:

$$x_0^2 + Ax_0 = B(t+\tau) \quad (4.9.)$$

mit:

$$A = 2 \cdot D_{\text{eff}} \cdot \left( \frac{1}{k} + \frac{1}{h} \right) \quad (4.10.)$$

$$B = \frac{2 \cdot D_{\text{eff}} \cdot C^*}{N_1} \quad (4.11.)$$

$$= \frac{x_i^2 + Ax_i}{B} \quad (4.12.)$$

Die Größe  $\tau$  entspricht einer Verschiebung der Zeitkoordinate, welche die Anwesenheit der anfänglichen Oxidschichtdicke  $x_i$  korrigiert.

Die Lösung der quadratischen Gleichung führt zu:

$$\frac{x_0}{A/2} = \left[ 1 + \frac{t+\tau}{A^2/4B} \right]^{\frac{1}{2}} - 1 \quad (4.13.)$$

Für verhältnismäßig kurze Oxidationszeiten ( $t \ll \frac{A^2}{4B}$ ) reduziert sich Gl. 4.13. auf ein lineares Oxidationsgesetz:

$$x_0 \cong \frac{B}{A} \cdot (t+\tau) \quad (4.14.)$$

Für längere Zeiten ( $t \gg \frac{A^2}{4B}$ ) ergibt sich eine parabolische Oxidationskinetik:

$$\frac{x_0}{A/2} \cong \left( \frac{t}{A^2/4B} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (4.15.)$$

oder:

$$x_0^2 \cong B \cdot t \quad (4.16.)$$

Hierbei ist B die parabolische Geschwindigkeitskonstante.



Nimmt man, wie bei MgO-heißgepresstem Siliziumnitrid, an, daß die Oxidschicht nicht schützend und die Einwärtsdiffusion des Sauerstoffs in die Korngrenzenphase oder die Auswärtsdiffusion des Magnesiums aus der Korngrenzenphase in die Deckschicht der geschwindigkeitsbestimmende Vorgang ist (vgl. 4.1.3.2.), so läßt sich hierzu analog eine parabolische Kinetik<sup>\*)</sup> herleiten, einfach indem man die Phasengrenzen verschiebt (vgl. Abb. 4.2.). Wichtig hierbei ist, daß die Diffusion eines der Reaktionspartner durch ein Gebiet mit konstanten Konzentrationsgradienten der geschwindigkeitsbestimmende Vorgang ist. Dann ändern sich dadurch lediglich die Koeffizienten, nicht aber die Kinetik.

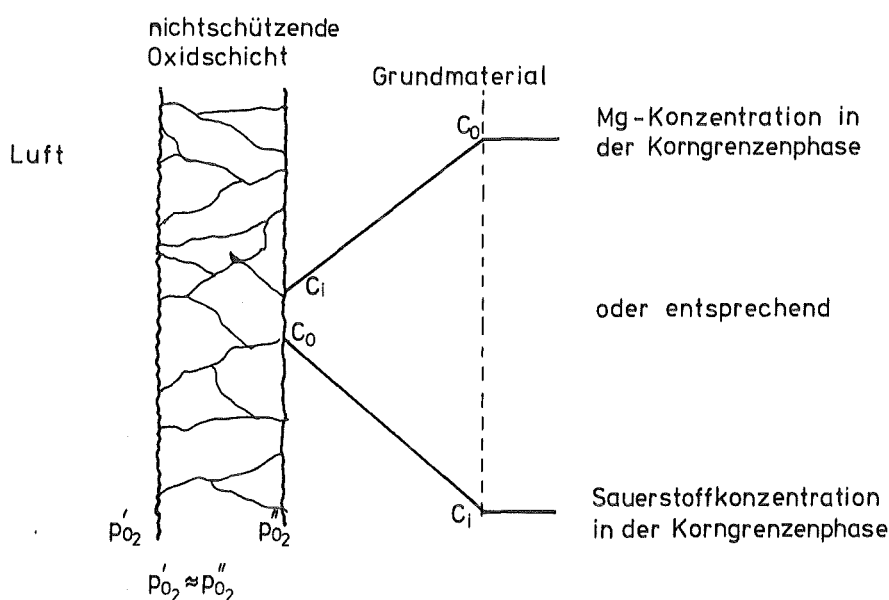


Abb. 4.2.: Analogien zur Herleitung der parabolischen Kinetik bei geschwindigkeitsbestimmenden Diffusionsvorgängen in einem Gebiet mit linearem Konzentrationsgefällen unterhalb einer nichtschtzenden Deckschicht.

Eine Änderung der Oxidationskinetik tritt jedoch ein, wenn sich eine dichte, schützensche Oxidschicht ausbildet, aber durch gasförmige Reaktionsprodukte (hier z.B.  $N_2$ ) an der Grenzfläche Oxidschicht/Grundmaterial oder in der Oxidschicht Blasen entstehen; dies ist wahrscheinlich beim HPSN(Y) der Fall (vgl. 4.2.1.). Durch Hohlraumbildung in der Zunderschicht von Metallen konnte das logarithmische Oxidationsgesetz für dicke Oxidfilme

<sup>\*)</sup> Die Bezeichnung Kinetik wird verwendet, da hier meist ein Zusammenhang zwischen Zeitabhängigkeit der Reaktion und Reaktionsmechanismus besteht.

hergeleitet werden /155/. Wendet man die dort gemachten Annahmen auf die logarithmische Oxidation des HPSN(Y) an, so ergibt sich folgendes (vgl. Abb. 4.3.):

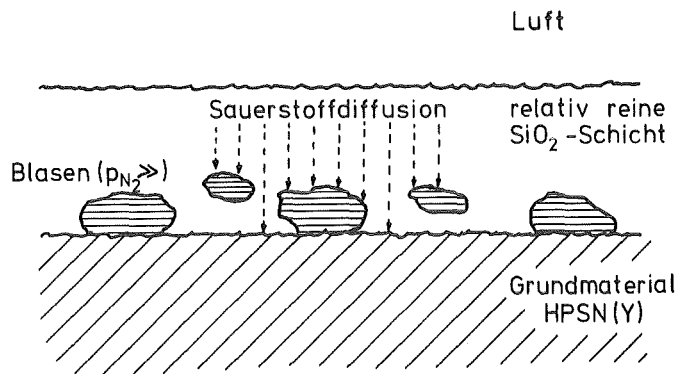


Abb. 4.3.: Schemazeichnung der Blasenbildung an der Grenzfläche Oxidschicht/Grundmaterial beim HPSN(Y).

Man nimmt an, daß die Sauerstoffdiffusion durch eine relativ reine, dichte SiO<sub>2</sub>-Deckschicht (vgl. Kap. 6) der geschwindigkeitsbestimmende Vorgang ist; außerdem bilden sich durch die Reaktion des Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> mit Sauerstoff an der Grenzfläche Oxidschicht/Grundmaterial Blasen mit einem hohen Stickstoffpartialdruck. Ist nun das in 4.1.2. beschriebene "Hangeln" molekularen Sauerstoffs durch das SiO<sub>2</sub>-Gitter der Sauerstoffnachschubweg zum Reaktionsort (innere Grenzfläche), so wird durch die Blasenbildung\*) der wirksame Diffusionsquerschnitt auf einen Bruchteil  $\theta = \frac{q_t}{q_0} < 1$  verringert. Hierin bedeutet q<sub>0</sub> der anfängliche Diffusionsquerschnitt ohne Blasen und q<sub>t</sub>, der noch von Blasen freie Diffusionsquerschnitt nach einer Oxidationszeit t. Für die Abnahme des wirksamen Diffusionsquerschnittes erhält man

$$- d\theta = \theta \cdot k_1 \cdot dm \quad (4.17.)$$

bzw. nach Integration

$$\theta = k_2 \cdot e^{-k_1 \cdot m} \quad (4.18.)$$

Mit dm wird hierin die Gewichtszunahme bezeichnet.

Setzt man das Schichtdickenwachstum  $\frac{dx}{dt}$  der blasenfreien Oxidschicht

\*) Die Verringerung des wirksamen Diffusionsquerschnitts kann natürlich auch an Stelle der Blasen durch teilweise auskristallisierte Oxidschichtbereiche mit erheblich niedrigerem Diffusionskoeffizienten erfolgen.

umgekehrt proportional der Schichtdicke selbst,

$$\frac{dx}{dt} = \frac{k_O}{x} \quad (4.19.)$$

so ergibt sich für die blasenfreie Oxidschicht ein parabolisches Schichtdickenwachstum (wie z.B. bei der Oxidation von reinem Silizium)

$$x^2 = 2k_O' \cdot t \quad (4.20.)$$

$$x = k_O'' \cdot t^{\frac{1}{2}} \quad (4.21.)$$

Die Massenänderung der Oxidationsprobe mit blasenhaltiger Deckschicht ist dann:

$$\frac{dm}{dt} = k_O \cdot \theta \cdot \frac{dx}{dt} = k_O \cdot k_O'' \cdot \frac{1}{2} t^{-\frac{1}{2}} \cdot k_2 \cdot e^{-k_1 \cdot m} \quad (4.22.)$$

$$\frac{dm}{dt} = k_3 \cdot t^{-\frac{1}{2}} \cdot e^{-k_1 \cdot m} \quad (4.23.)$$

Integriert man diesen Ausdruck, so ergibt sich das logarithmische Oxidationsgesetz (vgl. /156/)

$$m = k_5 + k_6 \cdot \ln t \quad (4.24.)$$

Eine solche Oxidationsschicht ergibt sich beim HPSN(Y) bei Temperaturen < 1450°C (vgl. 4.2.1.).

#### 4.1.2. Oxidationsverhalten reiner Siliziumbasiswerkstoffe

-----

Die passive Oxidation von Si, SiC und Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> führt zur Bildung einer amorphen und/oder kristallinen reinen SiO<sub>2</sub>-Deckschicht. Es entsteht in den meisten Fällen Cristobalit als kristalline SiO<sub>2</sub>-Phase.

Die bei Anwesenheit von Mineralisatoren in diesem Temperaturbereich stabile SiO<sub>2</sub>-Phase wäre Tridymit. Die Diffusion des Sauerstoffs erfolgt bei einer glasigen SiO<sub>2</sub>-Schicht als Volumendiffusion, bei einer kristallinen Schicht dagegen als Volumen- und Korngrenzendiffusion. Die Volumendiffusion des Sauerstoffs durch SiO<sub>2</sub>-Glas und Cristobalit wurde von Schaeffer /157/ anhand der β-Cristobalitstruktur diskutiert, denn die Glasstruktur kann auch als gestörte Cristobalitstruktur angesehen werden.

#### 4.1.2.1. Sauerstoffdiffusion durch SiO<sub>2</sub>

Im SiO<sub>2</sub> ist die Sauerstoffdiffusion in Form von Netzwerksauerstoff D<sub>O</sub> und als molekular im SiO<sub>2</sub> gelöster Sauerstoff D<sub>O<sub>2</sub></sub> möglich. Entscheidend für den Diffusionsvorgang ist die Mitwirkung von molekular gelöstem Sauerstoff. Zwei Gründe sprechen für diese Schlußfolgerung:

1. die Aktivierungsenergie des Diffusionsvorganges ( $\sim 100 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) ist wesentlich kleiner als die Bindungsenergie einer Si-O-Einzelbindung ( $\sim 465 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) sodaß ein Aufbrechen der Si-O Bindung bei der Sauerstoffdiffusion nicht stattfindet.
2. der Sauerstoff-Tracer-Diffusionskoeffizient ist in reinem SiO<sub>2</sub> direkt proportional zum Sauerstoffpartialdruck. ( $D_{\text{O}} \sim p_{\text{O}_2}$ ).

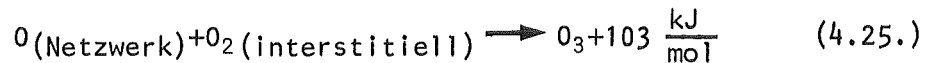
Der Sauerstofftransport läuft bei der Diffusion durch SiO<sub>2</sub> wie folgt ab:

Für den Netzwerksauerstoff stellt ein in seiner Nähe befindliches O<sub>2</sub>-Molekül einen interstitiellen Defekt dar. Der Netzwerksauerstoff benutzt nun das O<sub>2</sub>-Molekül als Vehikel für seinen Transport, indem er durch ein in seiner Nähe befindliches Sauerstoffatom eines O<sub>2</sub>-Moleküls ausgetauscht wird, und so seinen "Brückensauerstoff-Platz" verläßt. An anderer Stelle kann nun dieses, jetzt im O<sub>2</sub>-Molekül befindliche, ursprüngliche Netzwerksauerstoffatom wieder nach dem gleichen Mechanismus als Netzwerksauerstoff eingebaut werden. Den Transport des O<sub>2</sub>-Moleküls kann man sich also als ein "Hangeln" entlang der ( $\equiv\text{Si-O-Si}\equiv$ )-Verzweigungen unter ständigem Austausch von Sauerstoffatomen zwischen Molekül und Netzwerk vorstellen, also einen indirekten Zwischengittermechanismus in einem Festkörper.

Die relativ geringen Diffusionsaktivierungsenergien ( $100 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) im Vergleich zur Si-O-Bindefestigkeit ( $\sim 465 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) lassen sich folgendermaßen erklären:

Nach dem kovalenten SiO<sub>2</sub>-Bindungsmodell kann sich das O<sub>2</sub>-Molekül mit seinen beiden Sauerstoffatomen in den Einflußbereich eines Siliziumatoms anlagern. Der Sauerstoffaustausch zwischen Molekül und Netzwerk erfolgt dann äquidistant zum Silizium, jedoch ein "Aufbrechen" der Si-O-Si Bindung im eigentlichen Sinne findet nicht statt.

Die Ozonbildung in einem aktivierten Übergangszustand könnte als Vorstufe des Sauerstoffaustausches aufgefaßt werden (der Austausch findet durch eine Rotation des Ozonmoleküls statt). Die exotherme Wärmetönung der Ozonbildungsreaktion legt einen derartigen Austauschmechanismus nahe:



#### 4.1.2.2. Oxidation von reinem Silizium

Beim reinen Silizium besteht der Oxidationsvorgang in seinem geschwindigkeitsbestimmenden Schritt aus einer Bewegung molekularer Sauerstoffs durch die reine  $SiO_2$ -Reaktionsschicht nach oben erläuterten Mechanismus. Die Aktivierungsenergie des Oxidationsvorganges beträgt im Temperaturbereich  $1150^0$ - $1350^0C$  entsprechend etwa  $100 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  /158/.

Bei der Oxidation von Silizium, ist neben dem gesagten das Auftreten von  $O_2^{n-}$ -Spezies ( $O_2^-$  oder  $O_2^{2-}$ ) als Sauerstoffträger in der Literatur wiederholt diskutiert worden. Dies geht auf Versuche zurück, bei denen durch Anlegen elektrischer Felder durch entsprechende Polung die Siliziumoxidation beschleunigt oder verlangsamt werden konnte /159/.

Es wurde jedoch auch gezeigt /160/, daß elektrolytische Effekte die Bildung von Sauerstoffionen in einer solchen Anordnung verursacht haben könnten und hiermit keine Aussagen über den feldfreien Oxidationsvorgang gemacht werden können. Die Frage nach ionaren Ladungsträgern in extrem reinen  $SiO_2$ -Schichten ist somit noch offen.

#### 4.1.2.3. Oxidation von "reinem" Siliziumnitrid

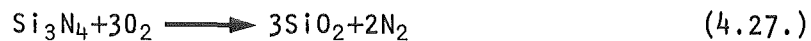
Die Literaturdaten der Oxidation des weitgehend "reinen" Siliziumnitrids ( $Si_3N_4$ -Pulver und CVD- $Si_3N_4$ ) streuen relativ stark. Es fällt jedoch auf, daß die Geschwindigkeiten im Bereich  $1200^0$ - $1400^0C$  bis zu 3 Zehnerpotenzen niedriger liegen als nach folgender Gleichung /161/ zu erwarten wäre:

$$k_{p, SiO_2} \approx 2D_O = 2D_{O_2} \cdot \frac{C_{O_2}}{C_O} \quad (4.26.)$$

- Hierin ist:
- $D_O$  = Diffusionskoeffizient des Netzwerksauerstoffs im  $SiO_2$ -Glas (d.h. der gemessene Tracer-Diffusionskoeffizient).
  - $D_{O_2}$  = Diffusionskoeffizient des im  $SiO_2$ -Glas gelösten molekularen Sauerstoffs.
  - $C_{O_2}$  = Konzentration des gelösten molekularen Sauerstoffs.
  - $C_O$  = Konzentration des Netzwerksauerstoffs (d.h. beim  $SiO_2$  der gesamte in Form der Brückenbindung vorliegende Sauerstoff).

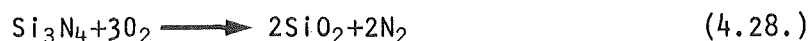
Für diese kleinen Oxidationsraten können drei mögliche Ursachen angeführt werden:

1. Der durch die Oxidation des  $Si_3N_4$  freigesetzte Stickstoff verlangsamt den weiteren Fortschritt der  $SiO_2$ -Bildung. Der nach der Reaktion



freigesetzte Stickstoff kann den Oxidationsfortschritt durch die geringe Stickstofflöslichkeit ( $\sim \frac{1}{100}$  der Sauerstofflöslichkeit) und den niedrigen  $N_2$ -Diffusionskoeffizienten ( $\sim \frac{1}{10}$  des  $O_2$ -Diffusionskoeffizienten) im  $SiO_2$ -Glas und somit durch die geringe Stickstoff-Permeation durch  $SiO_2$ -Glas behindern ( $N_2$ -Permeation  $\sim \frac{1}{1000}$  der  $O_2$ -Permeation). Der an der Grenzfläche  $Si_3N_4/SiO_2$  gebildete Stickstoff kann also nur langsam abtransportiert werden, sodaß dort hohe Stickstoffpartialdrücke entstehen.

2. Gegen eine Stickstoffdiffusion als geschwindigkeitsbestimmenden Schritt spricht jedoch folgende Überlegung:  
Zwar sind die Stickstofflöslichkeit und der  $N_2$ -Diffusionskoeffizient in Glas erheblich niedriger als die entsprechenden Werte des Sauerstoffes, jedoch ist bei der Oxidation der Gleichgewichtsdruck des Stickstoffs für die Reaktion



erheblich höher als der Sauerstoffdruck. Bevor der Stickstoffdruck aber so stark ansteigen würde, würden sich Blasen o.ä. in der Oxid-

schicht bilden und damit den Stickstoffpartialdruck senken, sodaß die Sauerstoffdiffusion trotzdem geschwindigkeitsbestimmend bleiben könnte. Das Vorhandensein von  $N_2$  in der Oxidschicht reduziert aber die Menge des löslichen Sauerstoffs, wodurch die Oxidationsrate absolut gegenüber der Si-Oxidation vermindert werden kann /162/.

3. Es kann nicht ausgeschlossen werden, daß die auf  $Si_3N_4$  sich bildenden Oxidationsprodukte von der bisher festgestellten  $SiO_2$ -Glas/Cristobalit-Zusammensetzung abweichen. Zum Beispiel besteht auch die Möglichkeit der Bildung von Hochtemperatur-Tridymit, von dem bekannt ist, daß er einen um etwa 3 Zehnerpotenzen niedrigeren Sauerstoff-Tracerdiffusionskoeffizienten besitzt als reines  $SiO_2$ -Glas. Je nach Verunreinigungsanteil (und/oder die Kristallisation von  $SiO_2$ -Glas beeinflussender Faktoren, wie Wasserdampfpartialdruck oder Stöchiometrie) und somit je nach Tridymitanteil im Oxidationsprodukt, würde man dann entsprechend reduzierte Oxidationsraten erwarten.

Neben den, gegenüber dem Silizium, wesentlich geringeren Geschwindigkeitskoeffizienten, wurden beim reinen  $Si_3N_4$  in der Regel auch deutlich höhere Aktivierungsenergien gemessen. Auch wurde schon bei niedrigeren Temperaturen ( $1100^0-1300^0C$ ) eine  $p_{O_2}$ -Unabhängigkeit beobachtet. Die Ursache dafür könnte in der Abführung des Stickstoffs von der  $Si_3N_4/SiO_2$ -Phasengrenze als dem geschwindigkeitsbestimmenden Schritt oder in der Bildung mehrkomponentiger Gläser, die ja eine  $p_{O_2}$ -unabhängige  $O_2$ -Diffusion haben, gesehen werden. Die verstärkte Oxidation oberhalb  $1400^0C$  wird auf einen abgeänderten Sauerstofftransport (viskose Fließeinheiten) zurückzuführen sein/157/. Die  $p_{O_2}$ -Unabhängigkeit des Oxidationsvorganges ist dann im oberen Bereich dadurch gegeben, daß die Sauerstoffdiffusion in "mehrkomponentigen" Gläsern (z.B. Eisen- und Kalziumverunreinigungen)  $p_{O_2}$ -unabhängig ist.

Es muß offen gelassen werden, welcher der angeführten Gründe im Einzelfall für die abgesenkten Oxidationsraten des  $Si_3N_4$  verantwortlich gewesen ist /157/; es gibt jedoch auch Meßergebnisse, wo die Oxidationsraten gegenüber der Si-Oxidation nur relativ wenig erniedrigt sind /163/ und Messungen, die nur wenig erhöhte Aktivierungsenergien ( $Q \approx 142-146 \frac{kJ}{mol}$ )

ergeben haben /164/. Dies legt die Sauerstoffdiffusion durch eine  $\text{SiO}_2$ -Schicht als geschwindigkeitsbestimmenden Diffusionsschritt nahe.

#### 4.1.3. Oxidationsverhalten technischer Siliziumnitridmaterialien

Das Oxidationsverhalten von technischen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Produkten mit einem oder mehreren Sinterhilfsmittelzusätzen (Y,Al,Ti,Mg) und deutlichen Verunreinigungsgehalten (Ca,Fe) ist noch komplizierter als die Oxidation des reinen  $\text{Si}_3\text{N}_4$  oder Si. Es treten hierbei vollkommen andere Oxidationsmechanismen als bei der Oxidation von reinem  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Pulver bzw. CVD- $\text{Si}_3\text{N}_4$  auf. Die wenigen bekannten Untersuchungsergebnisse konzentrieren sich im Wesentlichen auf kommerzielles, MgO-haltiges HPSN. Neben verschiedensten kristallinen Silikatphasen bildet sich bei der Oxidation technischer Siliziumnitridmaterialien eine Alkalien, Erdalkalien, Eisen, Aluminium, Yttrium und Titan enthaltende silikatische Glasphase. Da diese mehrkomponentigen Silikatgläser, die ja in ähnlicher Zusammensetzung auch in den Korngrenzenphasen des Grundmaterials auftreten, wesentlich das Oxidationsverhalten und auch das Kriechverhalten beeinflussen, soll im Folgenden auf die in diesen Materialien ablaufenden Diffusionsprozesse eingegangen werden.

##### 4.1.3.1. Diffusionsvorgänge in mehrkomponentigen Silikatgläsern

Diffusionsgesteuerte Eigenschaften von Gläsern lassen sich zunächst nach der Beweglichkeit der das Glas bildenden Bausteine klassifizieren. Die deutlich stärker beweglichen Netzwerkwanderionen (z.B. Alkali- und Erdalkalitionen) bestimmen Eigenschaften wie elektrische Ionenleitfähigkeit, Ionenaustausch (chemischer Angriff), elektrische und mechanische Relaxationsvorgänge (innere Reibung). Die am wenigsten beweglichen Teilchen (Netzwerkbildner wie Sauerstoff und Silizium) kontrollieren reaktionskinetische Abläufe an Phasengrenzen (Auflösung kristallinen Materials durch eine Glasschmelze), Entmischungs- und Entglasungsreaktionen,



sowie das viskose Fließen. Die Erklärung einer makroskopischen Transporteigenschaft (Oxidation und Kriechen) erfordert zuerst eine Definition der geschwindigkeitsbestimmenden Spezies, also des maßgeblichen Diffusionsmechanismus. Erschwert wird die Bestimmung durch die Vielzahl der Abhängigkeiten (z.B. chemische Zusammensetzung der Gläser, Umgebungseinflüsse, Verunreinigungseinflüsse) denen derartige diffusionsgesteuerte Eigenschaften unterliegen. Einen ersten Hinweis auf das geschwindigkeitsbestimmende Teilchen, kann ein Vergleich der Aktivierungsenergien der Diffusionskoeffizienten des betreffenden Teilchens mit der Aktivierungsenergie des entsprechenden Transportvorganges erbringen. Bei den netzwerkbildnergesteuerten Prozessen in silikatischen Systemen ist vor allem der Diffusionskoeffizient von Sauerstoff (aber auch der von Silizium) von Interesse.

Der Sauerstoff kann in mehrkomponentigen Silikatgläsern nicht nur "brückenbildend", sondern auch "nicht-brückenbildend", sowie bei alkalireichen Schmelzen auch als freies Sauerstoffion vorliegen, weshalb mit einer entsprechenden Anzahl verschiedener Sauerstoffdiffusionskoeffizienten gerechnet werden muß; desweiteren ist auch die Wanderung größerer Silikatanionenkomplexe zu berücksichtigen. Der Sauerstoffdiffusionsmechanismus ist hier vollkommen anders geartet, als der Sauerstoff-Transport in reinem  $\text{SiO}_2$ -Glas unter Nutzung von interstitiellen  $\text{O}_2$ -Molekülen (wie in 4.1.2.1. beschrieben). Der Unterschied wird vor allem auch durch die verschiedene Sauerstoffpartialdruckabhängigkeit deutlich. Während die Sauerstoff-Diffusion in reinem  $\text{SiO}_2$ -Glas direkt proportional dem Sauerstoff-Partialdruck ist, ist bei den wenigen bisher untersuchten mehrkomponentigen Gläsern (oberhalb  $T_g$ ) entweder gar keine oder nur eine geringe Abhängigkeit vom Sauerstoffpartialdruck gefunden worden.

Bemerkenswert ist auch, daß, obwohl mehrkomponentige Gläser im Temperaturbereich  $1100^\circ\text{C}$  bis  $1400^\circ\text{C}$  um viele Zehnerpotenzen weniger viskos sind, die Sauerstoffdiffusionsaktivierungsenergie für die Netzwerksauerstoffselbstdiffusion mit  $174\text{-}227 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  /157/ erheblich größer ist als im  $\text{SiO}_2$ -Glas. Auch die  $\text{O}_2$ -Diffusion in mehrkomponentigen Gläsern besitzt höhere Aktivierungsenergien ( $\sim 134\text{-}222 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  /157/) als im  $\text{SiO}_2$ -Glas.

Da die Diffusion von  $\text{O}_2$  und Netzwerksauerstoff bei höheren Temperaturen

ähnliche Aktivierungsenergien aufweisen, wurde diskutiert /157/, ob auch hier eine Wechselwirkung zwischen  $O_2$ -Molekülen und Netzwerk-Sauerstoffen stattfindet. An die Stelle des physikalisch gelösten Sauerstoffs (interstitielles  $O_2$ ) bei der Sauerstoffdiffusion durch eines  $SiO_2$  (Abschnitt 4.1.2.1.) könnte bei der Sauerstoffdiffusion durch mehrkomponentige Silikatgläser der chemisch gelöste Sauerstoff treten. Als Ursache für die chemische Löslichkeit werden die meist als Verunreinigung vorliegenden polyvalenten Kationen (z.B.  $Fe^{2+}/^{3+}$ ) angesehen. Wie in /157/ gezeigt, müßte sich dann eine Sauerstoffpartialdruckabhängigkeit gemäß  $p_{O_2}^{1/4}$  einstellen.

Ein Vergleich der Messungen von Tracer-Diffusionskoeffizienten verschiedener Elemente an einem alkalifreien Silikatglas (40 CaO-20  $Al_2O_3$ -40  $SiO_2$ ) haben gezeigt (vgl. Abb. 4.4.), daß oberhalb der Glasübergangstemperatur  $T_g$  der Sauerstoff am beweglichsten und Silizium am unbeweglichsten ist; unterhalb  $T_g$  hat Silizium den größeren Diffusionskoeffizienten als Sauerstoff. Knapp oberhalb der Transformationstemperatur nimmt der Sauerstoff-Diffusionskoeffizient stark zu, während der Siliziumdiffusionskoeffizient im Einfrierbereich keine drastische Veränderung erfährt; daraus ist zu schließen, daß die Siliziumdiffusion weitgehend unabhängig vom Vernetzungsgrad ist; wogegen die Sauerstoffdiffusion mit dem Vernetzungsgrad, also der Viskosität des Glases, korrelierbar zu sein scheint. Die unterschiedliche Reihenfolge der Diffusionskoeffizienten oberhalb und unterhalb der Transformationstemperatur läßt sich durch eine Änderung des Charakters der chemischen Bindung erklären. Durch einen bestimmten Depolymerisationsgrad bei hohen Temperaturen nimmt der kovalente Bindungsanteil in der Si-O-Bindung gegenüber den Bindungsverhältnissen unterhalb  $T_g$  zu. Eine Vergrößerung des kovalenten Bindungsanteils bedeutet aber eine Abnahme des Sauerstoffradius und eine Zunahme des Siliziumradius, d.h. für den Sauerstofftransport oberhalb  $T_g$  könnten im wesentlichen die kovalent gebundenen Sauerstoffe an den Ecken depolymerisierter Silikatanionenkomplexe verantwortlich sein.

In /155/ wird die Aktivierungsenergie für die Sauerstoff-Tracerdiffusion in einem 40 CaO - 20  $Al_2O_3$ - 40  $SiO_2$ -Glas (Gew. %) oberhalb der Glasübergangstemperatur mit  $398 \pm 85 \frac{kJ}{mol}$  angegeben. Bei größerer Vernetzung,

unterhalb  $T_g$ , wird dagegen von den Sauerstoffen ein relativ starres "Anionen-Gitter" aufgebaut; die Sauerstoffbeweglichkeit wird reduziert, wohingegen den kleinen Siliziumionen interstitielle Diffusionswege zur Verfügung stehen /157/.

Diese Grundvorstellungen der Diffusionsvorgänge wurden zwar alle an einfachen  $(CaO-Al_2O_3-SiO_2)$ -Gläsern erarbeitet, jedoch sind sie wahrscheinlich zumindest in groben Zügen auch auf die komplexeren Glasmischungen, wie sie in der Korngrenzenphase und der Oxidschicht technischer Siliziumnitridmaterialien vorkommen, übertragbar.

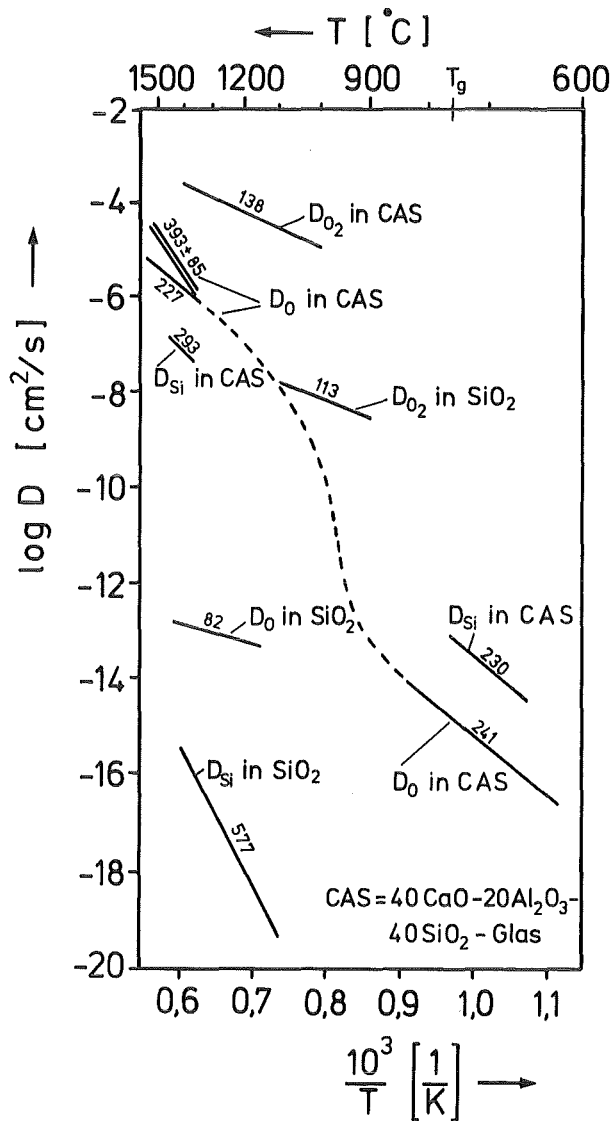


Abb. 4.4.:  
Diffusionskoeffizienten verschiedener Spezies in einem mehrkomponentigen Silicatglas (40 CaO-20 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-40 SiO<sub>2</sub>) und in SiO<sub>2</sub>-Glas.

Festzuhalten bleibt, daß zur Zeit für den Sauerstoff-Transport in mehrkomponentigen Silikatgläsern kein eindeutiger Diffusionsmechanismus wie bei der Sauerstoffdiffusion durch  $\text{SiO}_2$ -Glas herausgestellt werden kann. Da aber hier keine direkte Proportionalität zum Sauerstoffpartialdruck beobachtet wurde, scheint zunächst eine direkte Beeinflussung über physikalisch gelösten Sauerstoff ausgeschlossen; jedoch scheint eine Abhängigkeit des Diffusionsmechanismus vom Anteil des durch polyvalente Kationen chemisch gelösten Sauerstoffs vorzuliegen /157/.

#### 4.1.3.2. Oxidation von $\text{Si}_3\text{N}_4$ mit MgO-Sinterhilfsmittelzusatz

Das, in der Literatur hauptsächlich untersuchte, dichte Siliziumnitridmaterial ist das mit MgO-Zusatz heißgepresste  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Von allen Autoren wird eine parabolische Oxidation berichtet, was auf einen diffusionskontrollierten Vorgang hinweist. Das Wachstum der Oxidationsschicht erfolgt allerdings um 3-4 Zehnerpotenzen schneller als im reinen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Die gemessenen Aktivierungsenergien liegen zwischen  $375 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  /166/ und  $452 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  /167/ (vgl. 4.1.4.). Die Oxidationsrate ist in weiten Bereichen sowohl vom Sauerstoff- als auch vom Stickstoffpartialdruck unabhängig. Es bilden sich deutliche Magnesium-Konzentrationsprofile im nicht oxidierten Grundmaterial aus und die darüber liegende Oxidschicht hat nicht schützenden Charakter.

Während bei den Meßergebnissen weitgehende Übereinstimmung besteht, wurden jedoch sehr verschiedene Oxidationsmechanismen vorgeschlagen. Zum einen wird die nach außen gerichtete Diffusion von  $\text{Mg}^{2+}$ - und Verunreinigungskationen, aus der Korngrenzenglasphase durch die Oxidschicht, für den geschwindigkeitsbestimmenden Vorgang gehalten /166/, während zum anderen im Nachtransport von  $\text{Mg}^{2+}$ -Ionen aus der Korngrenzenphase des noch nicht oxidierten  $\text{Si}_3\text{N}_4$  in die Oxidproduktphase der oxidationskontrollierende Schritt gesehen wird /168/. Es wurde auch vermutet, daß eine fortschreitende, einwärts gerichtete Diffusion von Sauerstoff in die Korngrenzenphase geschwindigkeitsbestimmend sein könnte /164/. Eine teilweise Oxidation der Glasphase führt dann zu einer  $\text{Si}_2\text{ON}_2$ -

Ausscheidung und damit in der Folge zu einem Ansteigen des Mg/Si-Verhältnisses in der restlichen Glasphase; der Volumenanstieg durch diese zusätzliche Phase erhöht dann die nach Aussen gerichtete Auspressung der Glasphase. Das Profil einer Mg-Verarmung reflektiert dann einfach die Möglichkeit des Magnesiums nach außen zu diffundieren, als Ergebnis eines parabolischen Fortschritts der Inneren Oxidation. Zusätzlich erhöht sich dann durch diese Vergrößerung des  $\frac{\text{Mg}}{\text{Si}}$  Verhältnisses in der Glasphase, das chemische Potential des Magnesiums, um in die Oxidschicht mit kleinen  $\frac{\text{Mg}}{\text{Si}}$  Verhältnissen zu diffundieren.

In /157/ wurden ebenfalls Überlegungen angestellt, inwiefern die nach innen gerichtete Diffusion des Sauerstoffs geschwindigkeitsbestimmend sein könnte, denn Sauerstoff-Tracerdiffusionsdaten in mehrkomponentigen Silikatgläsern besitzen ebenfalls um den Faktor 2-3 größere Sauerstoffdiffusionsaktivierungsenergien als in  $\text{SiO}_2$ -Glas. Im Gegensatz zu  $\text{SiO}_2$ -Glas ist die Sauerstoffdiffusion in mehrkomponentigen Silikatgläsern auch unabhängig vom Sauerstoffpartialdruck (vgl. 4.1.3.1.).

Ein komplexeres Modell für den Einfluß der Kationendiffusion auf die Oxidationskinetik wurde in /169,170/ vorgestellt:

Bei der Oxidation wird ein Reaktions- bzw. Diffusionspaar zwischen dem an der Oberfläche durch die passive Oxidation von  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern produzierten  $\text{SiO}_2$  und der intergranularen Phase im Innern der Keramik gebildet. Bei binären Diffusionspaaren muß die beweglichste Kationenart mit einem Anion diffundieren, damit die Ladungsneutralität gewährleistet bleibt. Bei einem reinen  $\text{MgO/SiO}_2$  Reaktionspaar müssen beide  $\text{Mg}^{2+}$ - und  $\text{O}^{2-}$ -Ionen, zusammen diffundieren. In den hier untersuchten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien mit einer magnesiumpulverischen Korngrenzenphase muß diese gemeinsame Diffusion von  $\text{Mg}^{2+}$ - und  $\text{O}^{2-}$ -Ionen jedoch nicht stattfinden, sondern es kann auch der in Abb. 4.5.(A) gezeigte Reaktionsablauf auftreten.

Der in der intergranularen Phase mit dem Magnesium verbundene Sauerstoff reagiert mit dem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  zu  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$  und setzt dabei  $2/3\text{N}^{3-}$  frei; um die Ladungsneutralität zu gewährleisten, diffundiert dieser mit dem  $\text{Mg}^{2+}$  an die Oberfläche. Nahe der Oberfläche verbindet sich  $\text{Mg}^{2+}$  mit  $\text{O}^{2-}$  um mit  $\text{SiO}_2$  zu  $\text{MgSiO}_3$  zu reagieren. Das  $2/3\text{N}^{3-}$ -Ion reagiert zu atomarem Stickstoff und zwei Elektronen, die durch den atomaren Sauerstoff aufgenommen

werden und so das einwärts diffundierende  $O^{2-}$ -Ion bilden.

Dieser Reaktionsablauf wird der konventionellen Sicht der Inneren Oxidation gegenübergestellt (Abb. 4.5.(B)). Es wurde vermutet, daß der Elektronentransfer an der Grenzfläche Luft/Oxidationsschicht abläuft, und daß der Materialtransport durch die Diffusion von Ionen bewerkstelligt wird. Ob dem so ist, oder ob neutrale Atome bei dem Transportmechanismus vorliegen ist nicht bekannt. Verglichen mit der Oxidation des Siliziums, wo der Diffusionsvorgang weitgehend durch neutralen Sauerstoff unter Zuhilfenahme von interstitiellen  $O_2$ -Molekülen vor sich geht (vgl. 4.1.2.1.), könnte auch bei der Oxidation von Silikaten, wie in der intergranularen Phase, der Diffusionsprozeß durch ungeladene Moleküle ablaufen.

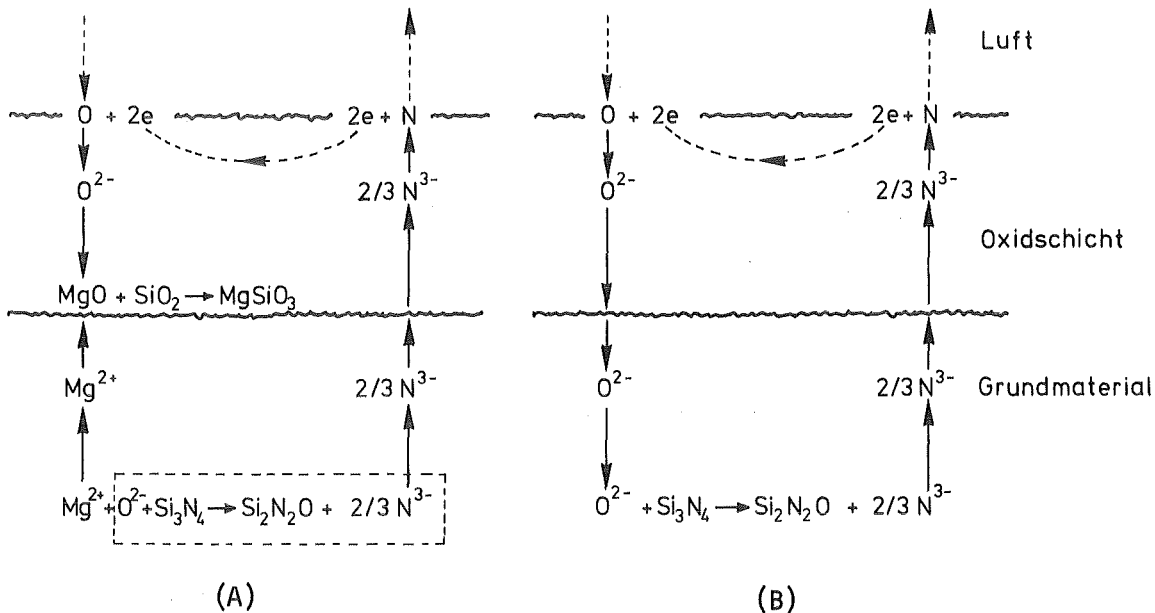


Abb. 4.5.: Oxidationsmechanismus von MgO-haltigem  $Si_3N_4$  nach /169/.

- (A) Schema der Oxidationsreaktion, die die Auswärtsdiffusion von  $Mg^{2+}$  und  $2/3 N^{3-}$  beinhaltet.  
 (B) Schema des herkömmlichen Ablaufs der Inneren Oxidation, der die Einwärtsdiffusion von  $O^{2-}$  und die Auswärtsdiffusion von  $2/3 N^{3-}$  beinhaltet.

Die Diffusion von  $Mg^{2+}$  an die Oberfläche wird durch das Potential der Mg-haltigen Korngrenzphase im Innern, gegenüber dem an der Oberfläche durch die Oxidation von  $Si_3N_4$  gebildeten  $SiO_2$ , bewirkt; sie führt auch ohne die Eindiffusion von Sauerstoff zu einer inneren Oxidation des  $Si_3N_4$  (vgl. Abb. 4.5.(A)).

Dieser /170/ beschriebene Mechanismus stellt also eigentlich eine Innere Oxidation dar, die aber durch eine Oberflächenreaktion verursacht wird.

Ein ähnlicher Reaktionsablauf, wie in Abb. 4.5. (A) gezeigt, könnte auch bei der nach außen gerichteten Diffusion anderer Verunreinigungsreaktionen (z.B.  $\text{Ca}^{2+}$ ) stattfinden. Dieser Reaktionsablauf wird verglichen mit der gleichzeitig ablaufenden konventionellen Inneren Oxidation nach Abb. 4.5. (B). Es konnte in der Literatur /169/ bisher jedoch nicht eindeutig geklärt werden, ob die Einwärtsdiffusion des Sauerstoffs oder die Auswärtsdiffusion des Magnesiums von größerer, oder gar dominierender Bedeutung für die Innere Oxidation des MgO-heißgepressten Siliziumnitrids ist; es wird aber allgemein für wahrscheinlicher gehalten, daß die Diffusion des Magnesiums aus der Korngrenzenphase an die Grenzfläche Oxid/Grundmaterial der geschwindigkeitsbestimmende Vorgang ist.

#### 4.1.3.3. Oxidation von $\text{Si}_3\text{N}_4$ mit $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Sinterhilfsmittelzusatz

Siliziumnitrid-Materialien, die mit  $\text{Y}_2\text{O}_3$  als Sinter- bzw. Heißpressmittel hergestellt wurden, weisen normalerweise sowohl bessere Oxidations- wie auch bessere Kriecheigenschaften als  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien mit MgO-Zusatz auf. Dies gilt vor allem, wenn die Zusammensetzung des Materials im  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{Si}_2\text{ON}_2$ - $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  Kompatibilitätsdreieck liegt und somit quarternäre, instabile Verbindungen, speziell  $\text{Si}_3\text{N}_4 \cdot \text{Y}_2\text{O}_3$ , vermieden werden /171/. Diese quarternären Verbindungen in der Korngrenzenphase können vor allem bei mittleren Temperaturen ( $\sim 1000^\circ\text{C}$ ) zu einer katastrophalen Oxidation und damit einer Zerstörung des Werkstoffs führen /172/.

Der hervorragende Oxidationswiderstand von Materialien, die eine Zusammensetzung innerhalb des  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{Si}_2\text{ON}_2$ - $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ -Kompatibilitätsdreiecks haben, kann durch eine Untersuchung des Phasengleichgewichts zwischen  $\text{SiO}_2$  (dem Oxidationsprodukt sowohl von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  wie auch von  $\text{Si}_2\text{ON}_2$ ) und  $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  erklärt werden. Wie das Phasendiagramm zeigt, stehen  $\text{SiO}_2$  und  $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  im Gleichgewicht miteinander. Bis zur eutektischen Temperatur ( $\sim 1660^\circ\text{C}$ ), sollte zwischen diesen zwei Phasen keine Reaktion und Diffusion ablaufen. Deshalb werden die Materialien innerhalb dieses Kompatibilitätsdreiecks

unterhalb der eutektischen Temperatur tatsächlich die Oxidationskinetiken von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  oder von  $\text{Si}_2\text{ON}_2$ , also einen sehr guten Oxidationswiderstand, aufweisen /171/. Es können aber auch gute Oxidationseigenschaften in den  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Si}_2\text{Y}_2\text{O}_7\text{-Y}_{10}\text{Si}_7\text{O}_{23}\text{N}_4$  oder  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Si}_2\text{Y}_2\text{O}_7\text{-Y}_5(\text{SiO}_4)_3\text{N}$  Feldern erreicht werden, solange der  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Gehalt  $< 8\%$  ist.

Tritt parabolische Oxidation auf, so zeigt sich auch eine zusammenhängende, schützende Oxidschicht. Bei niedrigeren Temperaturen ( $1000^\circ\text{C}$ ) enthält diese Schicht Cristobalitbestandteile, bei hohen Temperaturen wurde eine nadelige kristalline Phase in der Oxidschicht beobachtet (vermutlich  $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ ). Mikrosondenanalysen haben gezeigt, daß die oxidierte Oberflächenschicht, in Kristallen benachbarten Gebieten,  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -verarmt ist. Aus diesem Grunde wurde angenommen, daß die Kristalle von der Oberflächenschicht und nicht vom Grundmaterial aus wachsen, denn Yttrium kann in der Oxidschicht als amorphes Yttriumsilikat vorhanden sein /172/.

Im Temperaturbereich  $1350^\circ\text{C}$ - $1460^\circ\text{C}$  wurde an einem Material mit 6,3 Gew. % Y (NCX 34) ein parabolisches Deckschichtenwachstum mit einer Aktivierungsenergie von  $450 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  festgestellt (vgl. 4.1.4.) /173/. Oberhalb dieser Temperatur ( $1460^\circ\text{C}$ ), wo wahrscheinlich schon eine Flüssigphasenbildung in der Oxidschicht stattfinden kann /74/, wurde eine wohl weniger realistische Aktivierungsenergie von  $980 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  berechnet. In diesem oberen Bereich wurden dann auch Mikrosondenprofile gemessen und ein Reoxidationsexperiment durchgeführt; mit diesen Ergebnissen wurde auf einen Oxidationsmechanismus ähnlich dem MgO-haltigen  $\text{Si}_3\text{N}_4$  geschlossen, wo jedoch die gemessenen Profile unterhalb der Oxidschicht selbst bei niedrigeren Temperaturen ( $1400^\circ\text{C}$ ) die 10- bis 100-fache Ausdehnung hatten. Daraus zeigt sich aber auch, daß Yttrium wesentlich immobilere als Magnesium ist. Die Mikrosondenmessungen und Reoxidationsexperimente bei derartig hohen Temperaturen zeigen zwar deutliche Messeffekte, sind aber ungünstig für die Interpretation des Diffusionsmechanismus im technisch interessanten, darunter liegenden Temperaturbereich; wie schon auch die Aktivierungsenergien zeigen, ändert sich nämlich bei etwa  $1460^\circ\text{C}$  in diesem Material der Oxidationsmechanismus.

Im unten daran anschließenden Gebiet ( $1350^\circ\text{C}$ - $1200^\circ\text{C}$ ) wurden für ein ähnliches Material ( $\sim 6\% \text{Y}_2\text{O}_3$ ) ganz andere Schlüsse gezogen /174/:



Die parabolische Kinetik impliziert, daß der geschwindigkeitsbestimmende Schritt bei der Oxidation die Diffusion einer kritischen Spezies durch eine Schutzschicht ist, die sich selbst mit der Zeit verdickt. Da die Aktivierungsenergie der parabolischen Oxidation ( $Q = 326 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) nahe bei der, für die Sauerstoff-Diffusion durch Silikatglas liegt, könnte man vermuten, daß die Sauerstoffdiffusion durch die Oberflächenoxidschicht geschwindigkeitsbestimmend ist. Für ein Material mit einem höheren  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Gehalt ( $\sim 13\%$ ) wurde eine etwas höhere Aktivierungsenergie von  $Q \sim 440 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  gemessen /175/. Die Vermutung, daß die Oxidschichtdicke die Oxidationsgeschwindigkeit bestimmt, wurde auch durch ein Reoxidationsexperiment im entsprechenden Temperaturbereich bestätigt; nach Abtragen der Oxidschicht erfolgte eine erneute Massenzunahme nach der alten parabolischen Kinetik. Es wird vermutet, daß die Berichte, im Falle des  $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{MgO}$ , sei die Diffusion des Verdichtungshilfsmittels vom Probeninnern heraus in die Oxidationsgrenzfläche geschwindigkeitsbestimmend, für  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien, die mit Oxiden seltener Erden verdichtet sind, nicht gültig sind. Die Sauerstoffdiffusion durch die Oxidschicht wächst in dem Maß wie die Glasübergangstemperatur des Oberflächenglases fällt. Je höher deshalb der Flußmittelgehalt (z.B. durch zusätzliche  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Zugabe) ist, um so höher ist die Oxidationsgeschwindigkeit.

Festzuhalten bleibt also, daß Siliziumnitridmaterialien mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis offenbar einen vollkommen anders gearteten Oxidationsmechanismus aufweisen, als solche mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{MgO}$ -Basis. Anstelle der Diffusion in der Korngrenzenphase unterhalb der Oxidschicht bei  $\text{MgO}$ -heißgepresstem  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , werden beim  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -haltigen Material die Diffusionsvorgänge des Sauerstoffs in der Oxidschicht geschwindigkeitsbestimmend. Yttrium bewegt sich praktisch nicht aus der Korngrenzenphase heraus; das in der Oxidschicht vorhandene Yttrium kommt im Wesentlichen durch ein Wegoxidieren der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körner zwischen der Korngrenzenphase in die Oxidschicht. Dementsprechend können bei niedrigeren Temperaturen ( $< 1400^\circ\text{C}$ ) auch keine Yttriumprofile unterhalb der Oxidschicht gemessen werden.

#### 4.1.3.4. Oxidation von $\text{Si}_3\text{N}_4$ mit $(\text{Y}_2\text{O}_3+\text{Al}_2\text{O}_3)$ -Sinterhilfsmittelzusatz

Da sich gezeigt hat, daß  $\text{Y}_2\text{O}_3$  anstelle von  $\text{MgO}$  als Sinterhilfsmittel in  $\text{Si}_3\text{N}_4$  die Hochtemperatureigenschaften deutlich verbessert, wurde auf verschiedene Weise versucht die  $1000^\circ\text{C}$  Oxidations-Instabilität, wie sie bei bestimmten Zusammensetzungen  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -haltiger Siliziumnitridkeramiken vorkommt, zu beseitigen.

Zum einen wurde versucht durch eine geeignete Materialzusammensetzung im  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ - $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ -Kompatibilitätsdreieck, die katastrophale Oxidation im Temperaturbereich um  $1000^\circ\text{C}$  zu verhindern. Dies gelingt einfach dadurch, daß in diesem Bereich keine quarternären Phasen auftreten, die durch eine Volumenvergrößerung bei der weiteren Aufoxidation das Material sprengen könnten. Solange der  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Gehalt  $< 8\%$  bleibt, kann die katastrophale  $1000^\circ\text{C}$ -Oxidation jedoch auch noch außerhalb dieses Kompatibilitätsdreiecks verhindert werden /172/.

Der zweite Weg besteht darin, weitere Sinterhilfsmittel (z.B.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) zuzusetzen. Dies ermöglicht außerdem ein druckloses Sintern dieser Materialien, verschlechtert gegenüber reinem  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Zusatz allerdings die Eigenschaften bei höheren Temperaturen. Erste Untersuchungen, die eine derartige Tendenz sichtbar machten, wurden in /174/ durchgeführt. Ein Material mit  $4\%$   $\text{Y}_2\text{O}_3$  und  $2\%$   $\text{Al}_2\text{O}_3$  weist auch bei mittleren Temperaturen ( $\sim 1000^\circ\text{C}$ ) nur niedrige parabolische Oxidationsgeschwindigkeitskonstanten auf, sodaß hier nicht mehr von einer katastrophalen Oxidation gesprochen werden kann. Durch die Flußmittelanteile in der Oxidschicht breitet sich selbst bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen eine dichte, porenfreie Schutzschicht über die gesamte Oberfläche aus. Auch an einem gesinterten Material hoher Festigkeit mit  $15\%$   $\text{Y}_2\text{O}_3$  Gehalt, wurde der Einfluß verschiedener  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Anteile ( $2,4,6,8\%$ ) auf das katastrophale  $1000^\circ\text{C}$ -Oxidationsverhalten untersucht /176/. Hierbei hat sich gezeigt, daß Zusätze größer  $4\%$   $\text{Al}_2\text{O}_3$  die  $1000^\circ\text{C}$ -Oxidationsanfälligkeit von  $\text{Si}_3\text{N}_4+15\%$   $\text{Y}_2\text{O}_3$  stark senken, obwohl diese Zusammensetzung in einem Bereich liegt, in dem die äußerst schädliche Phase  $\text{Si}_3\text{N}_4\cdot\text{Y}_2\text{O}_3$  gebildet werden kann.

Die Oxidationsschichten solcher Materialien ( $\text{Si}_3\text{N}_4+5\%$   $\text{Y}_2\text{O}_3+2\%$   $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) bei Einsatztemperatur ( $1200^\circ-1300^\circ\text{C}$ ) weisen nur wenige Poren auf und bestehen

hauptsächlich aus Cristobalit,  $Y_2O_3 \cdot 2SiO_2$ -Nadeln und einer mit Na und Ca angereicherten Glasphase /177/. Man vermutet auch hier /174/, daß die Sauerstoffdiffusion durch die dichte Oberflächenschicht geschwindigkeitsbestimmend ist, da die beobachteten Aktivierungsenergien etwa so groß sind, wie die für die Sauerstoffdiffusion durch Silikatgläser. Allerdings sinken bei höheren Temperaturen die Oxidationsbeständigkeit und auch die Festigkeit des Materials  $Si_3N_4 + Y_2O_3$  mit steigendem zusätzlichem  $Al_2O_3$ -Gehalt wegen dessen erweichender Wirkung. Diese Erweichung der Oxidschicht, als auch der Korngrenzenphase kann durch die netzwerkwechselnden Eigenschaften von Kationen der Alkali-, Erdalkali- und Übergangselemente erklärt werden.

4.1.4. Temperaturabhängigkeit verschiedener Oxidations-  
geschwindigkeitskoeffizienten

Durch eine Zusammenstellung der parabolischen Oxidationsbeschwindigkeitskoeffizienten verschiedener reiner und technischer Siliziumnitridmaterialien soll ein Überblick über das Oxidationsverhalten dieser Werkstoffklasse gegeben werden (Abb. 4.6.).

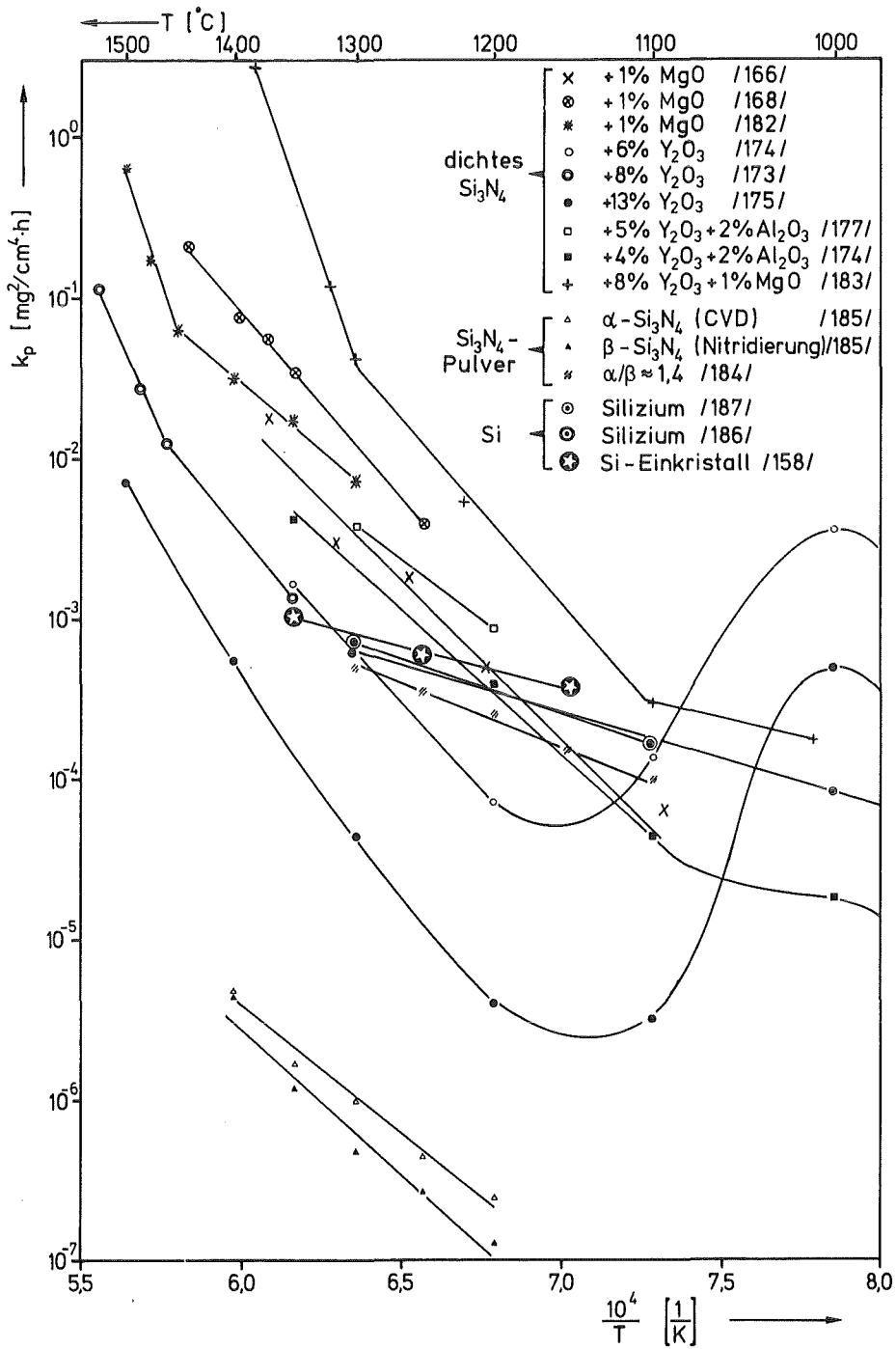
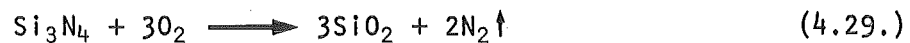


Abb. 4.6.: Parabolische Oxidationsgeschwindigkeitskoeffizienten verschiedener Siliziumnitridwerkstoffe.

#### 4.2. Meßergebnisse

Im allgemeinen wird bei Oxidationsversuchen technischer Siliziumnitridmaterialien die Massenzunahme über der Zeit gemessen. Bei der Oxidation von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  in einer bestimmten Atmosphäre (im Versuch: trockene Luft mit  $p_{\text{O}_2} = 0,2093$  bar und  $p_{\text{N}_2} = 0,7910$  bar) kann es jedoch auch nach verschiedenen Mechanismen zu einem Massenverlust kommen. Neben dem implizit überlagerten  $\text{N}_2$ -Verlust gemäß der Gesamtoxidationsgleichung



können unter bestimmten Bedingungen durch folgende Reaktionen Massenverluste eintreten:

Bei zu geringem  $\text{N}_2$ -Partialdruck durch Zersetzung von  $\text{Si}_3\text{N}_4$



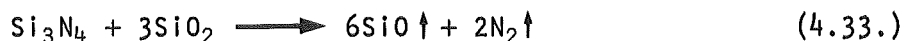
Durch einen Zersetzungsdruck von  $\text{SiO}$  über  $\text{SiO}_2$



Durch einen Gasdruck von  $\text{SiO}_2 \uparrow$  über  $\text{SiO}_2$



Durch eine Reaktion der Oxidschicht mit dem Grundmaterial



Neben der passiven Oxidation von  $\text{Si}_3\text{N}_4$  unter Bildung einer  $\text{SiO}_2$ -Deckschicht (Gl. 4.29.), kann bei reduziertem Sauerstoffpartialdruck auch eine aktive Oxidation unter  $\text{SiO}_{(g)}$ -Bildung erreicht werden (Gl. 4.33.). Bei niedrigem Sauerstoffpartialdruck ist die  $\text{SiO}$ -Bildung klein, also auch die an der Probenoberfläche angesammelte  $\text{SiO}$ -Gasmenge. Ist dieser Partialdruck  $p_{\text{SiO}}^*$  an der Oberfläche kleiner als der Gleichgewichtsdruck  $p_{\text{SiO}}$  aus Gl. 4.33. tritt eine Gewichtsabnahme ein. Aus Transportdaten von Sauerstoff und  $\text{SiO}$  im Bereich einer Probe ermittelte Wagner /178/ eine Beziehung für einen Sauerstoffpartialdruck  $p_{\text{O}_2}^*$  der im Trägergasstrom unterschritten werden muß, damit eine aktive Oxidation eintritt.

$$p_{\text{O}_2}^* \sim 0,4 \cdot p_{\text{SiO}} \quad (4.34.)$$

Bei den Versuchsbedingungen einer Oxidation in trockener Luft unter Atmosphärendruck ( $p_{O_2} = 0,2093 \text{ bar}$ ,  $p_{N_2} = 0,7910 \text{ bar}$ ) ist ein Massenverlust gemäß den Gleichungen 4.30. - 4.33. auszuschließen, sodaß kein Meßfehler entstehen kann (Abb. 4.7.).

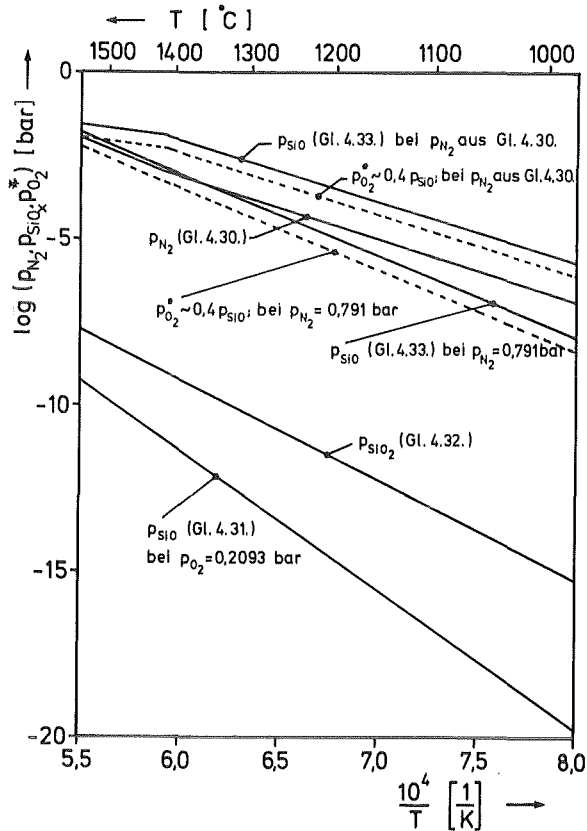


Abb. 4.7.:  
Möglichkeiten eines Massenverlustes bei  $p_{O_2} = 0,2093 \text{ bar}$  und  $p_{N_2} = 0,7910 \text{ bar}$ .

#### 4.2.1. HPSN (Mg)

Das hier untersuchte heißgepresste Siliziumnitrid HPSN(Mg) ist ein Material, das  $\sim 3\%$  MgO als Heißpresshilfsmittel enthält. Wie gesehen, weisen die Mg-Ionen eine sehr große Beweglichkeit in der Korngrenzphase auf; HPSN(Mg) wird deshalb in die Gruppe der Materialien einzuordnen sein, deren Oxidationskinetik durch das MgO in der Korngrenzphase bestimmt wird.

Es stellt sich zunächst im gesamten Temperaturbereich ( $1100^0$ - $1450^0\text{C}$ )

eine parabolische Oxidation ein; das Temperaturinkrement beträgt  $\sim 500 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ . Bei höheren Temperaturen und längeren Zeiten ist jedoch ein Abweichen vom parabolischen Gesetz festzustellen (Abb. 4.8.).

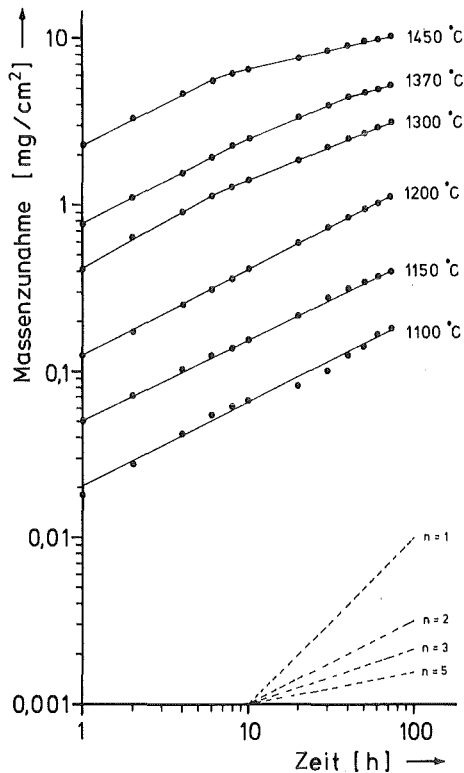


Abb. 4.8.:  
Oxidationskinetik des Materials HPSN(Mg)  
bei verschiedenen Temperaturen in  
trockener Luft unter Atmosphärendruck.

Mikrosondenuntersuchungen haben gezeigt (Kap. 6), daß sich während des Oxidationsversuchs unterhalb der Oxidschicht erhebliche Mg-Konzentrationsprofile einstellen. Die Mg-Ausgangskonzentration weicht von allen Seiten auf die Probenmitte hin zurück; nachdem sich dann das Konzentrationsprofil unterhalb der Oxidschicht so weit ausgebildet hat, daß die Ausgangskonzentration in der Mitte abgebaut wird, oder der lineare Konzentrationsgradient von der Grenzfläche Oxid/Grundmaterial abhebt, was vor allem bei hohen Temperaturen und langen Zeiten der Fall ist, weicht die Oxidationskinetik vom parabolischen Gesetz ab.

Versuche bei reduziertem Sauerstoffpartialdruck ( $\log p_{\text{O}_2} = -2,579$  [bar]) haben gezeigt, daß die Massenzunahme in weiten Grenzen nahezu unabhängig vom Sauerstoffpartialdruck ist; bei  $1200^\circ\text{C}$  betrug die Massenzunahme in Luft unter Atmosphärendruck ( $p_{\text{O}_2} \sim 2,093 \cdot 10^{-1}$  bar) nach 72 h ungefähr

$1,09 \frac{\text{mg}}{\text{cm}^2}$ , bei einem Sauerstoffpartialdruck von  $p_{\text{O}_2} \sim 2,093 \cdot 10^{-3}$  bar war die Massenzunahme mit einem Wert von  $0,84 \frac{\text{mg}}{\text{cm}^2}$  nahezu gleich groß. Dies allein ist jedoch kein Beweis, daß die Sauerstoffdiffusion nicht geschwindigkeitsbestimmend ist, da die Sauerstoffdiffusion im mehrkomponentigen Silikatgläsern ebenfalls  $p_{\text{O}_2}$ -unabhängig ist.

Es wurden mehrere, verschiedene Versuchsführungen angewandt, die alle auf einen geschwindigkeitsbestimmenden Diffusionsschritt in der Korngrenzenphase des Grundmaterials unterhalb der Oxidschicht hinweisen:

Ein Reoxidationsexperiment wurde mit dem Material HPSN(Mg) bei  $1300^\circ\text{C}$  durchgeführt, und zwar in einem Bereich in dem noch kein gravierendes Abweichen vom parabolischen Wachstum festzustellen sein dürfte. Die Proben wurden 72 h in Luft oxidiert, die äußere Oxidschicht abgeschliffen und nochmals 72 h in Luft oxidiert. Wäre nun ein Prozeß in der Oxidschicht geschwindigkeitsbestimmend, so müßte nach Abschleifen der Oxidschicht erneut ein parabolisches Wachstum beginnen. Dies geschah jedoch nicht, sondern die Massenzunahme setzte sich fort, als ob die Oxidschicht noch auf der Probe vorhanden gewesen wäre (Abb. 4.9.). Das wiederum deutet aber auf einen geschwindigkeitsbestimmten Vorgang in der Korngrenzenphase unterhalb der Oxidschicht hin und zeigt auch, daß die Oxidschicht nicht schützenden Charakter hat.

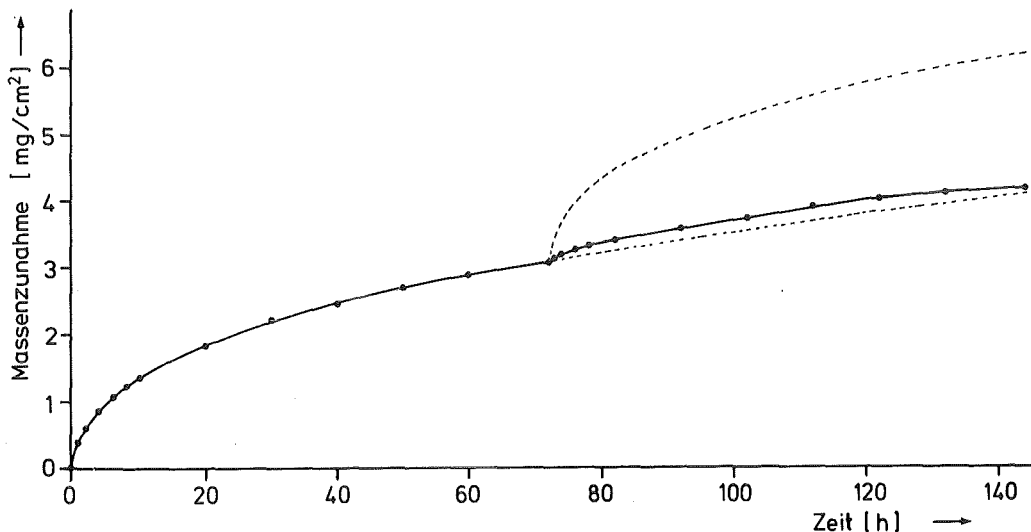


Abb. 4.9.: Reoxidationsexperiment mit dem Material HPSN(Mg) bei einer Temperatur von  $1300^\circ\text{C}$ .



Bei höheren Temperaturen ( $1370^{\circ}$  und  $1450^{\circ}\text{C}$ ) wurden Versuche durchgeführt, um zu zeigen, daß die Massenzunahme bei niedrigeren Temperaturen später und bei höheren Temperaturen früher vom parabolischen Wachstumsgesetz abweicht. Bei höheren Temperaturen, können die Konzentrationsprofile steiler ausgebildet werden /168/. Vom Zeitpunkt der Abhebung des linearen Konzentrationsgradienten von der Grenzfläche Oxid/Grundmaterial an, weichen die Massenzunahmen bei höheren Temperaturen stärker und bei niedrigeren Temperaturen schwächer vom parabolischen Gesetz ab (Abb. 4.10.).

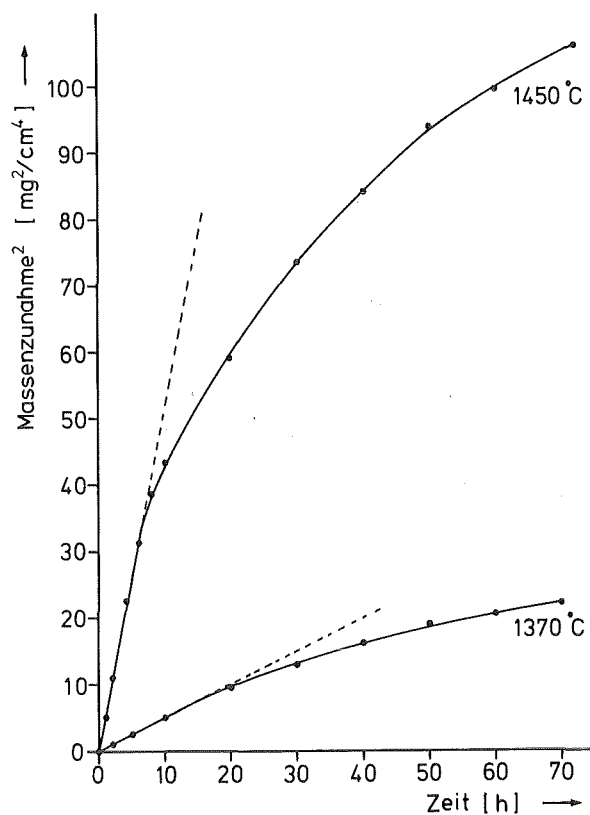


Abb. 4.10.: Das temperaturabhängig unterschiedliche Abweichen von der parabolischen Oxidationskinetik beim HPSN(Mg).

Werden diese Gradienten bis zur Probenmitte ausgebildet, wie dies bei relativ dünnen Proben der Fall ist, und ist ein Prozess im Grundmaterial unterhalb der Oxidschicht geschwindigkeitsbestimmend für die Oxidation, so muß auch eine Variation der Probengeometrie einen Einfluß auf das Oxidationsverhalten ergeben. Es wurden deshalb Versuche in einem Bereich

gefahren, in dem ein Abweichen vom parabolischen Verhalten nach gewisser Zeit zu erwarten ist; für das hier untersuchte Material wurde die Temperatur auf  $1370^{\circ}\text{C}$  festgesetzt. Dann wurden Proben gleicher Höhe und Breite, aber deutlich unterschiedlicher Dicke unter gleichen Bedingungen an Luft oxidiert. Es hat sich gezeigt (Abb. 4.11.), daß die Proben mit geringerer Dicke, also verhältnismäßig weniger Korngrenzenphasenvolumen pro Oberflächeneinheit nach anfänglich gleicher Kinetik wesentlich stärker vom parabolischen Verhalten abweichen, als Proben mit großer Dicke.

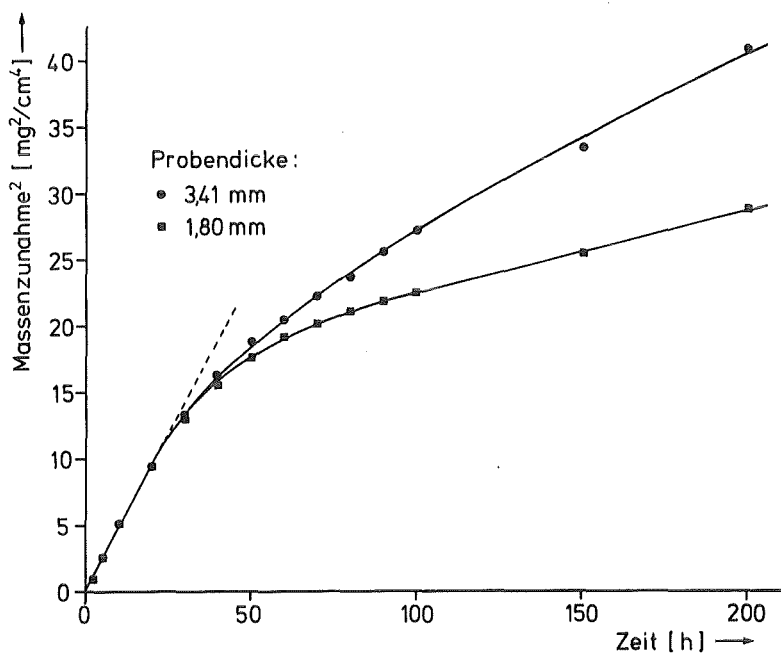


Abb. 4.11.: Das von der Probengeometrie abhängige, unterschiedliche Abweichen von der parabolischen Oxidationskinetik beim HPSN(Mg).

500 h-Langzeitoxidationsversuche bei  $1370^{\circ}\text{C}$  mit HPSN(Mg) haben gezeigt, daß die Massenzunahme nach dem Abweichen vom parabolischen Zeitgesetz beständig und zwar stärker als parabolisch, geringer wird (Abb. 4.12.). Dies ist dadurch zu erklären, daß nach Beginn der Absenkung der Ausgangskonzentration in Probenmitte, der absolute Konzentrationsgradient zwischen Probenmitte und Grenzfläche Oxid/Grundmaterial immer kleiner wird. Dies führt zu einer immer schwächer werdenden Diffusion aus der Korngrenzenphase an die Grenzfläche Oxid/Grundmaterial; damit wird

auch immer weniger  $\text{Si}_3\text{N}_4$  an dieser Grenzfläche aufgelöst und die absoluten Massenzunahmen werden immer geringer.

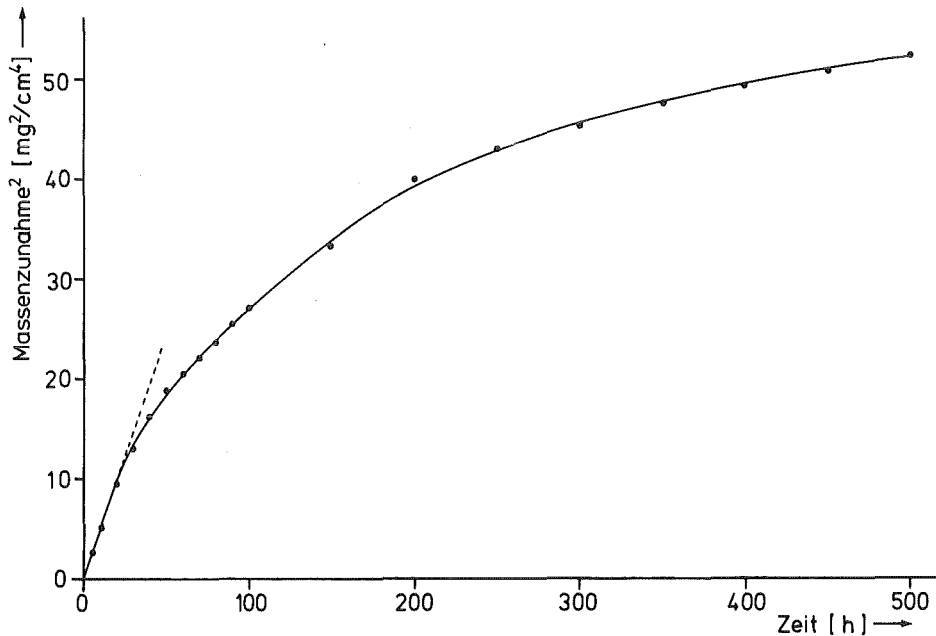


Abb. 4.12.: 500 h-Langzeitoxidationsversuch bei  $1370^{\circ}\text{C}$  des Materials HPSN(Mg).

#### 4.2.2. HPSN (Y)

Das heißgepresste Siliziumnitrid HPSN(Y) ist ein Material mit 5%  $\text{Y}_2\text{O}_3$ . In der Yttriumsilikatkorngrenzenphase des HPSN(Y) werden die relativ großen Y-Ionen eine wesentlich geringere Beweglichkeit als, z.B. die Mg-Ionen in der Magnesiumsilikatkorngrenzenphase des HPSN(Mg), aufweisen. Seine Oxidationskinetik soll daher durch die Sauerstoffdiffusion in der dichten Oberflächenoxidschicht bestimmt werden (vgl. 4.1.3.3.).

Im für dieses Material interessanten, technisch nutzbaren Temperaturbereich ( $1100^{\circ}\text{C}$ - $1450^{\circ}\text{C}$ ) wurde eine logarithmische Oxidation festgestellt; erst bei noch höheren Temperaturen ( $1480^{\circ}\text{C}$ ) trat eine parabolische Kinetik auf (vgl. 4.13.). Dieser Wechsel im Oxidationsmechanismus wird

auf Flüssigphasenbildungsmöglichkeiten in der Oxidschicht und der Korngrenzenphase des Materials zurückgeführt (vgl. 2.2.3.2. und /75/). Im Temperaturbereich ( $1100^{\circ}\text{C}$ - $1450^{\circ}\text{C}$ ) könnten die Messwerte der ersten 6-10 h ebenso auch durch eine parabolische Kinetik angenähert werden (vgl. Abb. 4.14.). Die Aktivierungsenergie der sich daraus ergebenden parabolischen Geschwindigkeitskoeffizienten beträgt dann etwa  $100 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ , was dem Wert für die Diffusion von molekularem Sauerstoff durch eine reine  $\text{SiO}_2$ -Schicht entspricht - der absolute Betrag der Koeffizienten ist allerdings etwas höher als bei der  $\text{O}_2$ -Diffusion durch  $\text{SiO}_2$ -Glas. Die bei  $1100^{\circ}\text{C}$ - $1450^{\circ}\text{C}$  den gesamten Massenzunahmenverlauf am besten approximierende, logarithmische Kinetik, wurde bei  $1370^{\circ}\text{C}$  auch durch ein 500 h-Langzeitoxidationsexperiment bestätigt (Abb. 4.15.).

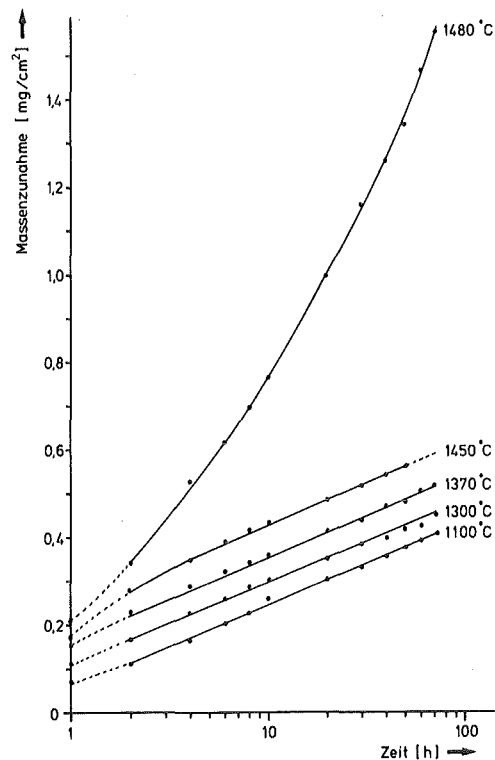


Abb. 4.13.: Oxidationskinetik des Materials HPSN(Y) bei verschiedenen Temperaturen in trockener Luft unter Atmosphärendruck.

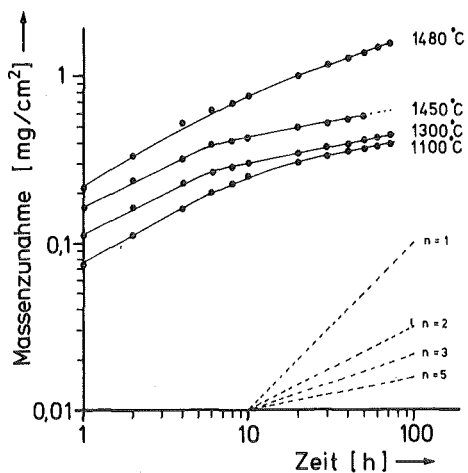


Abb. 4.14.: Oxidationskinetik des Materials HPSN(Y) bei verschiedenen Temperaturen in trockener Luft unter Atmosphärendruck.

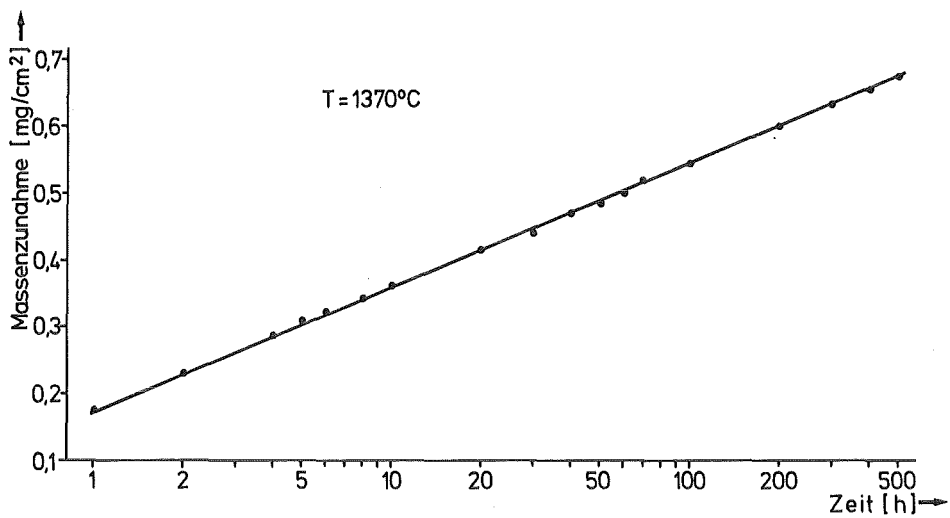


Abb. 4.15.: Langzeitoxidationsverhalten des Materials HPSN(Y) bei 1370°C in Luft unter Atmosphärendruck.

Diese logarithmische Oxidation des HPSN(Y) ergibt eine ausgezeichnete Oxidationsbeständigkeit mit nur sehr geringen Massenzunahmen, selbst bei Temperaturen von 1450<sup>0</sup>C. Auch treten keine katastrophalen Oxidationsreaktionen bei mittleren Temperaturen ( $\sim 1000^0$ C) auf; solche würden bei Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-heißgepressten Siliziumnitridmaterialien wiederholt negativ hervor gehoben /171,172,174/. Mikrosondenuntersuchungen ergaben keine deutlichen Konzentrationsgradienten unterhalb der Oxidschicht wie beim HPSN(Mg) (vgl. Kap. 6.). Auch ein Reoxidationsexperiment bei 1300<sup>0</sup>C hat gezeigt, daß nach Abschleifen der Oxidschicht erneut eine stärkere Massenzunahme auftritt (analog Abb. 4.20.); dies läßt auf den schützenden Charakter der Oxidschicht und damit auf einen Oxidationsgeschwindigkeitsbestimmenden Diffusionsprozeß in dieser Schicht schließen.

#### 4.2.3. SSN (Y,Al,Ti)

-----

Das gesinterte Siliziumnitrid SSN(Y,Al,Ti) ist ein Material mit einer vielkomponentigen Korngrenzenphase, die aus den Sinterhilfsmittelzusätzen (4,6% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 4,9% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 1,1,% TiO<sub>2</sub>) und den Verunreinigungen (vor allem Ca) entsteht. Durch die vielen Korngrenzenphasenkomponenten können sich schon bei relativ niedrigen Temperaturen flüssige Phasen bilden, die rasch sowohl zu einer Verschlechterung des Oxidations- wie auch des Kriechverhaltens führen. Im System Si-Al-Ti-Ca-O liegt diese Temperatur bei 1242<sup>0</sup>C (vgl. Abb. 2.12.).

Das Material zeigt zwar im Prinzip eine parabolische Oxidation über den gesamten Temperaturbereich (1000-1500<sup>0</sup>C), jedoch treten im Flüssigphasenbereich zwischen 1225<sup>0</sup> und 1280<sup>0</sup>C deutliche Abweichungen vom parabolischen Verhalten bei Zeiten > 8 h auf (vgl. Abb. 4.16.). Zwischen 1000<sup>0</sup> und 1100<sup>0</sup>C bildet sich eine relativ reine SiO<sub>2</sub>-Schicht und das Temperaturinkrement beträgt  $\sim 100 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ . Zwischen 1100<sup>0</sup> und 1225<sup>0</sup>C ergibt sich eine mehrkomponentige Silikatglasdeckschicht während die Aktivierungsenergie auf etwa  $425 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  steigt. In dem Übergangstemperaturbereich (1225 -1250<sup>0</sup>C) in dem sich Flüssigphasenanteile bilden ist es nicht sinnvoll eine Aktivierungsenergie zu berechnen. Oberhalb 1280<sup>0</sup>C wird ein Temperaturinkrement von  $\sim 620 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  beobachtet (vgl. Abb. 4.22.).

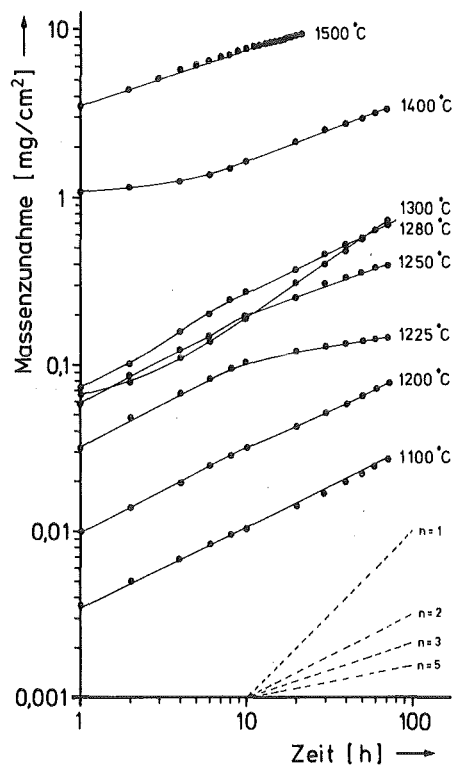


Abb. 4.16.:  
Oxidationskinetik des Materials  
SSN(Y,Al,Ti) bei verschiedenen Tempera-  
turen in trockener Luft unter Atmos-  
phärendruck.

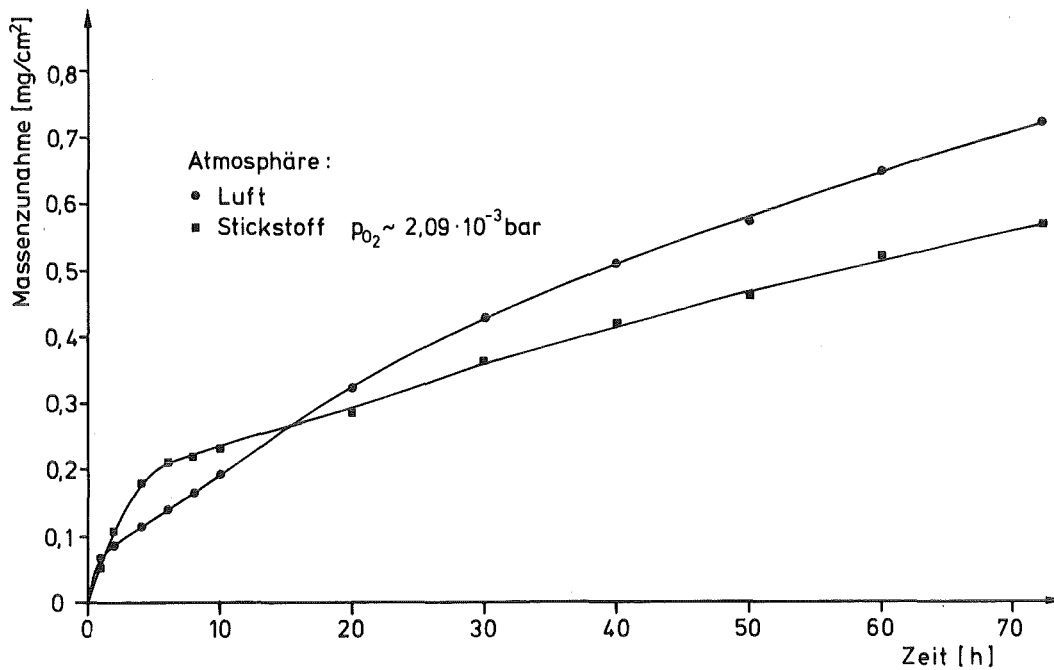


Abb. 4.17.: Massenzunahme des Materials SSN(Y,Al,Ti) bei 1300°C in Luft  
unter Atmosphärendruck und in 1 bar Stickstoff  
( $p_{O_2} \approx 2,093 \cdot 10^{-3}$  bar).

Versuche in 1 bar Stickstoff bei reduziertem Sauerstoffpartialdruck ( $p_{O_2} \sim 2,093 \cdot 10^{-3}$  bar) ergaben ähnliche Massenzunahmen wie in Luft unter Atmosphärendruck (vgl. Abb. 4.17.).

Es wurden verschiedene Untersuchungen durchgeführt, um zu klären, ob auch bei diesem Material, wie beim HPSN(Mg), ein Diffusionsvorgang unterhalb der Oxidschicht geschwindigkeitsbestimmend für seine Oxidation sein kann. Sogar oberhalb der Übergangstemperatur, bei  $1300^{\circ}\text{C}$ , ergab ein Reoxidationsexperiment nach Abschleifen der Oxidschicht erneut eine parabolische Massenzunahme (analog Abb. 4.20). Bei Mikrosondenmessungen konnten auch keine ausgeprägten Konzentrationsprofile unterhalb der Oxidschicht festgestellt werden (vgl. Kap. 6). Ein Langzeitoxidationsversuch bei  $1300^{\circ}\text{C}$  ergab selbst nach 500 h kein Abweichen von der parabolischen Kinetik (analog Abb. 4.21.). Somit deutet nichts auf einen geschwindigkeitsbestimmenden Prozess unterhalb der Oxidschicht hin.

#### 4.2.4. SSN (Y,Al)

Das gesinterte Siliziumnitrid SSN(Y,Al) enthält 3%  $\text{Y}_2\text{O}_3$  und 3,3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Im Oxidationsverhalten dieses Materials können deutliche Parallelen zu SiAlONen festgestellt werden. Die Oxidationsisothermen sind zu Beginn ( $t < 8$  h) und nach längeren Zeiten ( $> 40$  h) zwar parabolisch, jedoch sind im Bereich zwischen 8 und 40 h deutliche Diskontinuitäten festzustellen (Abb. 4.18.).

Ähnliche Diskontinuitäten wurden bei SiAlONen nach etwa den gleichen Zeiten und bei den gleichen Temperaturen festgestellt ( $< 1450^{\circ}\text{C}$ ) /179/. Dies sei keine seltene, aber bis jetzt nicht völlig erklärbare, Besonderheit bei der Oxidation von SiAlONen unterhalb  $1400^{\circ}\text{C}$ . Außerdem wurden sehr ähnliche Aktivierungsenergien gemessen (ebenfalls  $570 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) und auch die absolute Lage der Geschwindigkeitskonstanten schließt sich direkt an die SSN(Y,Al)-Messpunkte an (vgl. Abb. 4.22.). In /179/ wurde festgestellt, daß diese Oxidationsgeschwindigkeitskonstanten in weiten Bereichen unabhängig vom Volumen der Korngrenzenphase sind und im wesentlichen durch die Natur und Zusammensetzung der Oberflächenoxidschicht bestimmt werden.



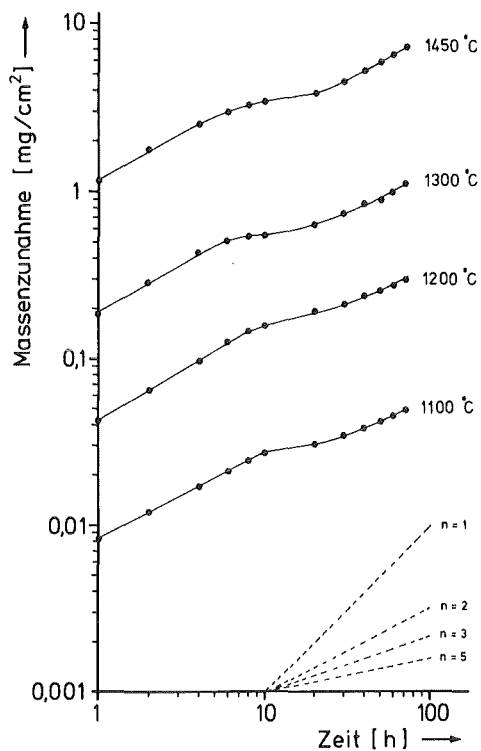


Abb. 4.18.:  
Oxidationskinetik des Materials  
SSN(Y,Al) bei verschiedenen Tempera-  
turen in trockener Luft unter Atmos-  
phärendruck.

Für die Sauerstoffdiffusion durch Aluminiumsilikatgläser wurden auch schon Werte bis  $481 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  genannt /180/. Es ist jedoch möglich, daß die sehr hohen Werte, die bei den SiAlONen und beim SSN(Y,Al) beobachtet werden, durch temperaturabhängige Veränderungen der physikalischen Natur der Aluminiumsilikatdeckschicht, sowie durch Veränderungen in deren Viskosität und Oberflächenspannung, mit beeinflusst sind. Es wird auch vermutet, daß in Abwesenheit großer Mengen niedrigvalenter Korngrenzenkationen, der oxidationsgeschwindigkeitsbestimmende Vorgang im Prinzip die Sauerstoffdiffusion durch die Aluminiumsilikatglasdeckschicht ist /179/. Die physikalischen Charakteristika dieser Schicht haben dann einen ausschlaggebenden Einfluß auf die beobachtete Oxidationskinetik.

Auch ein Reoxidationsexperiment, das am SSN(Y,Al) durchgeführt wurde, deutet auf einen geschwindigkeitsbestimmenden Schritt in der Oxidschicht hin, da nach Abschleifen des Oxids erneut ein parabolisches Schichtwachstum beobachtet wurde. Die absoluten Massenzunahmen sind bei der zweiten Oxidation jedoch etwas geringer, da die Verunreinigungskonzentrationen, vor allem an Kalzium, in der Oxidschicht geringer sind;

$\text{Ca}^{2+}$ -Ionen sind nämlich sehr beweglich und diffundieren schon bei der ersten Oxidation zu einem erheblichen Anteil in die Oxidschicht.

#### 4.2.5. SRBSN (Y,Al,Mg)

Das nachgesinterte Siliziumnitrid SRBSN(Y,Al,Mg) ist ein Material mit einer vielkomponentigen Korngrenzenphase, die durch die Sinterhilfsmittelzusätze (4,5%  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , 1%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 0,5%  $\text{MgO}$ ) und durch Verunreinigungen (vor allem Ca) entsteht. Durch die vielen Korngrenzenphasenkomponenten können sich schon bei relativ niedrigen Temperaturen flüssige Phasen bilden, die sowohl zu einer rapiden Verschlechterung des Oxidations- wie auch des Kriechverhaltens dieser Materialien führen. Im System Si-Al-Mg-Ca-O liegt diese Temperatur bei  $1310^\circ\text{C}$  (vgl. Abb. 2.11.).

Das Material weist zwar im gesamten Temperaturbereich ( $1000^\circ\text{C}$ - $1500^\circ\text{C}$ ) eine parabolische Wachstumskinetik auf, jedoch zeigen sich im Flüssigphasenbildungsbereich oberhalb  $1300^\circ\text{C}$  deutliche Abweichungen (vgl. Abb. 4.19.).

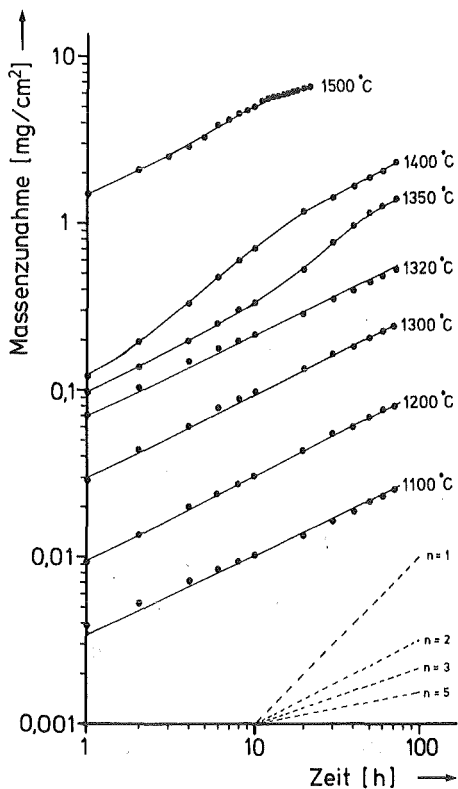


Abb. 4.19.:  
Oxidationskinetik des Materials  
SRBSN(Y,Al,Mg) bei verschiedenen  
Temperaturen in trockener Luft  
unter Atmosphärendruck.

Zwischen  $1000^{\circ}\text{C}$  und  $1100^{\circ}\text{C}$  ergibt sich ähnlich dem SSN(Y,Al,Ti) eine relativ reine  $\text{SiO}_2$ -Schicht und die Aktivierungsenergie beträgt auch hier  $\sim 100 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ . Zwischen  $1100^{\circ}\text{C}$  und  $1300^{\circ}\text{C}$  bildet sich eine mehrkomponentige Silikatglasdeckschicht und die Aktivierungsenergie beträgt  $\sim 425 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ . Im Übergangstemperaturbereich ( $1300^{\circ}\text{C}$ - $1350^{\circ}\text{C}$ ) bei Flüssigphasenbildung ergibt ein Temperaturinkrement keinen Sinn. Der Temperaturbereich  $1350^{\circ}\text{C}$  bis  $1500^{\circ}\text{C}$  ist wiederum durch ein Temperaturinkrement von  $\sim 625 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  gekennzeichnet (vgl. Abb. 4.22.).

Ein Reoxidationsexperiment mit SRBSN(Y,Al,Mg) bei  $1300^{\circ}\text{C}$  hat gezeigt, daß nicht ein Prozeß im Material unterhalb der Oxidschicht, sondern ein Diffusionsprozeß innerhalb der Oxidschicht geschwindigkeitsbestimmend ist. Nach Abschleifen der Oxidschicht ergab sich erneut eine parabolische Massenzunahme (vgl. Abb. 4.20.).

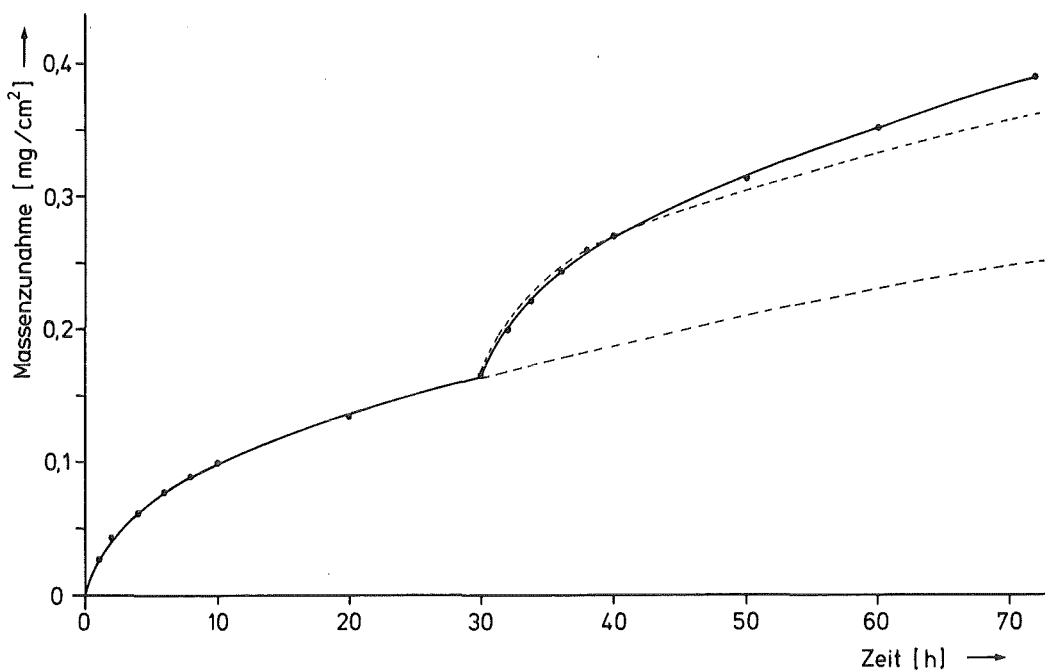


Abb. 4.20.: Reoxidationsverhalten des Materials SRBSN(Y,Al,Mg) bei  $1300^{\circ}\text{C}$  in trockener Luft unter Atmosphärendruck.

Auch ein Langzeitoxidationsexperiment (500 h) weist kein Abweichen vom parabolischen Verhalten auf (Abb. 4.21.). Die gemessenen Mikrosondenprofile zeigen auch keine deutliche Verarmung der Korngrenzenphasenelemente unterhalb der Oxidschicht wie etwa beim HPSN(Mg) (vgl. Kap. 6).

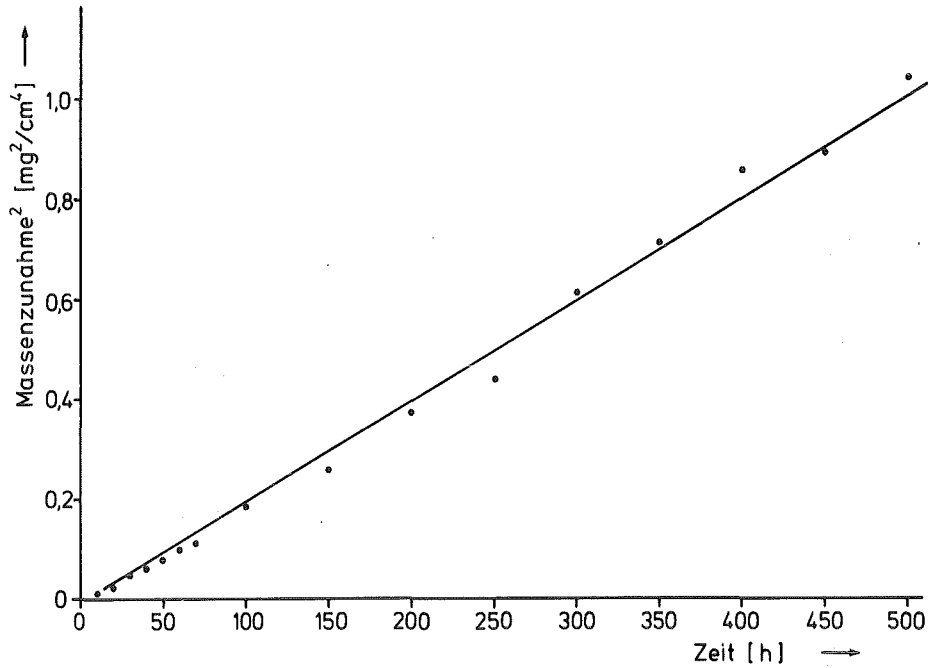


Abb. 4.21.: Langzeitoxidationsverhalten des Materials SRBSN(Y,Al,Mg) bei 1300°C in trockener Luft unter Atmosphärendruck.

4.2.6. Temperaturabhängigkeit der parabolischen Oxidations-  
-----  
geschwindigkeitskonstanten  
-----

Die aus den Oxidationskinetiken berechneten parabolischen Geschwindigkeitskonstanten der hier untersuchten Materialien sind in Abb. 4.22. abgebildet; die in den vorangegangenen Kapiteln angeprochenen Bereiche mit unterschiedlichen Aktivierungsenergien sind deutlich erkennbar. Hinzugefügt wurden zwei Datensätze aus der Literatur, die eine sinnvolle Ergänzung zu den hier besprochenen Materialien darstellen; zum einen ein SiAlON, das im direkten Vergleich zum SSN(Y,Al) zu sehen ist /179/, zum anderen ein heißgepresstes Siliziumnitrid (+ 6,3% Y), das eine parabolische Oxidationskinetik aufwies und mit dem hier untersuchten HPSN(Y) zu vergleichen ist /173/. Der Wechsel im Diffusionsmechanismus liegt in /173/ bei etwa der gleichen Temperatur wie beim HPSN(Y).

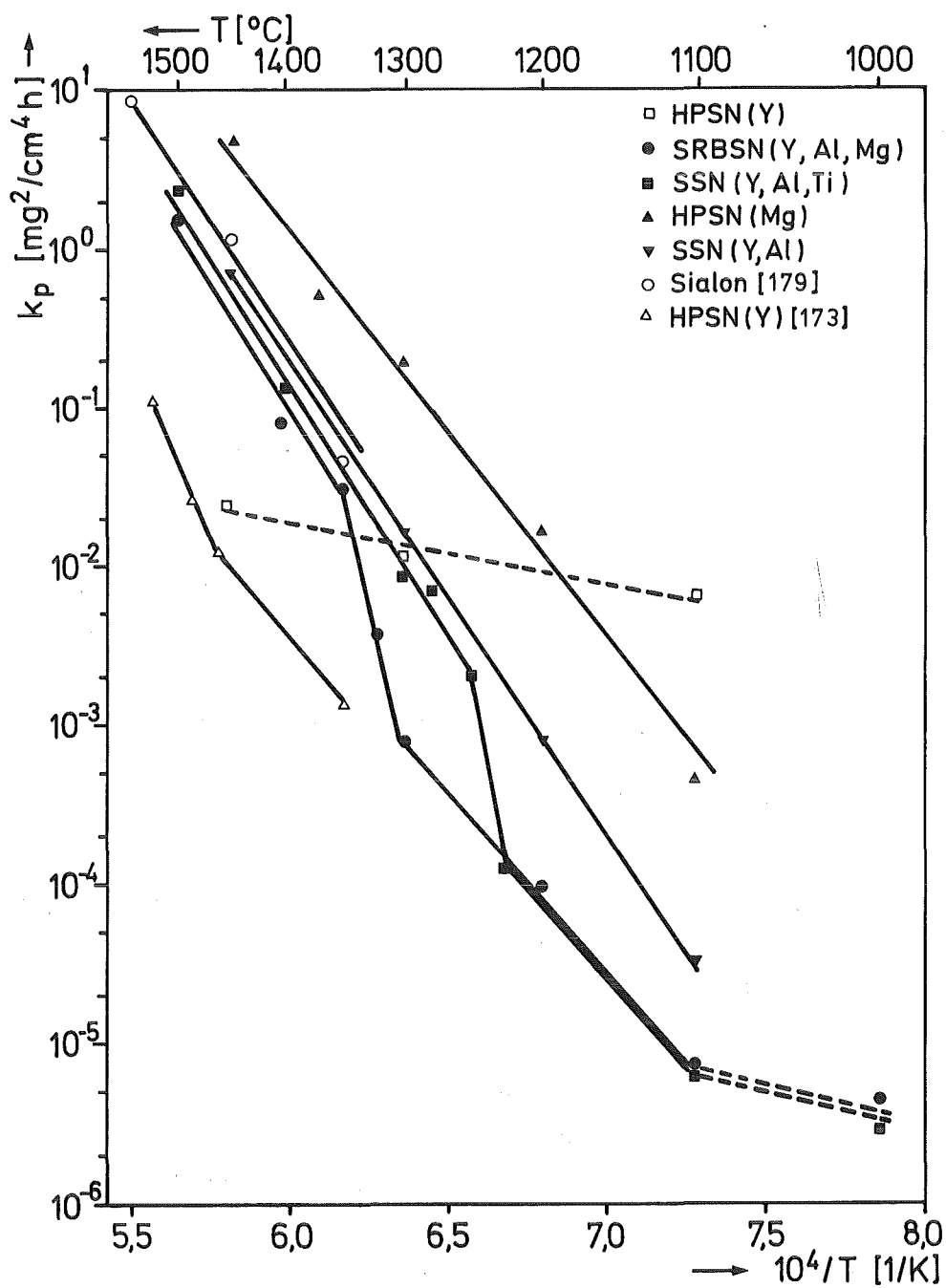


Abb. 4.22.: Temperaturabhängigkeit der parabolischen Oxidationsgeschwindigkeitskonstanten.

#### 4.3. Diskussion

Wie die vorangegangenen Messungen zeigen, treten bei dichten technischen Siliziumnitridwerkstoffen abhängig von der Korngrenzenphasenzusammensetzung unterschiedliche Oxidationsmechanismen auf; zum einen können Diffusionsprozesse in der Korngrenzenphase des Grundmaterials unterhalb der Oxidschicht auf die Oxidationsreaktion Einfluß nehmen, zum anderen können Diffusionsvorgänge in der Oxidschicht selbst oxidationsgeschwindigkeitsbestimmend werden. Die chemische Zusammensetzung der Oxidschicht (Ausbildung lokaler Eutektika), als auch deren physikalische Struktur (Ausbildung von Poren und Rissen) können dann für die Oxidationskinetik von großer Bedeutung werden. Hier soll nun das parabolische Gesetz eines Materials mit einer Magnesiumsilikatkorngrenzenphase, das seltenere, logarithmische Gesetz bei einem  $Y_2O_3$ -heißgepressten Material, sowie das parabolische Gesetz bei Flüssigphasenbildung in Materialien mit vielkomponentigen Korngrenzenphasen auf  $Y_2O_3$ -Basis, näher erläutert werden.

##### 4.3.1. Oxidationsmechanismus dichter Siliziumnitridwerkstoffe ----- mit einer Magnesiumsilikat-Korngrenzenphase -----

Das in den vergangenen Jahren in der Literatur hauptsächlich untersuchte Material war das mit MgO-Zusatz heißgepresste Siliziumnitrid. In die Gruppe dieser Materialien ist auch das hier untersuchte HPSN(Mg) einzuordnen. Wie in Abschnitt 4.1.3.2. berichtet, wurden viele unterschiedliche Oxidationsmechanismen vorgeschlagen. Zusammenfassend betrachtet stellt sich das Oxidationsverhalten von MgO-heißgepresstem  $Si_3N_4$  wie folgt dar:

- Die Oxidationskinetik ist im Temperaturbereich  $1100^0-1450^0C$  zunächst parabolisch, erst bei größeren Massenzunahmen bei hohen Temperaturen und langen Zeiten weicht sie davon ab.
- Die Oxidschicht ist aber nicht schützend, wie Reoxidationsexperimente gezeigt haben.

- Die Massenzunahmen sind in weiten Grenzen unabhängig vom Sauerstoff- und Stickstoffpartialdruck.
- Aktivierungsenergien werden in der Größenordnung  $370-440 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  gemessen, beim hier untersuchten HPSN(Mg) sogar  $\sim 500 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ . (Dieses Material enthält erhebliche Verunreinigungsanteile (z.B. Fe).)
- Die Oxidschicht besteht aus kristallinen (Cristobalit und Enstatit), wie auch aus amorphen Phasen (Magnesiumsilikatgläser).
- Die Auflösung des  $\text{Si}_3\text{N}_4$  an der Grenzfläche Oxidschicht/Grundmaterial erfolgt durch ein magnesiumsilikatisches, viskoses Glas.
- Es bilden sich Magnesiumkonzentrationsprofile unterhalb der Oxidschicht aus (vgl. Kap. 6).
- Über die geschwindigkeitsbestimmenden Diffusionsschritte besteht kein einheitliches Bild.

Betrachtet man die einzelnen Argumente der verschiedenen Autoren, sowie die hier durchgeführten Messungen, so kristallisiert sich der folgende Mechanismus heraus:

Zunächst kann davon ausgegangen werden, daß ein Diffusionsvorgang in der Oxidschicht nicht geschwindigkeitsbestimmend sein kann, da diese, wie Reoxidationsexperimente gezeigt haben, keinen Einfluß auf die Kinetik und nicht schützenden Charakter hat. Die Auflösung des  $\text{Si}_3\text{N}_4$  an der Grenzfläche Oxid/Grundmaterial erfolgt durch eine magnesiumsilikatische Glasschmelze - es kann also der Nachtransport von MgO geschwindigkeitsbestimmend sein. Als schneller Diffusionsweg steht die magnesiumsilikatische Korngrenzenphase zur Verfügung, wobei jedoch offen ist, welche Ionenart bevorzugt diffundiert.

Vom Element Magnesium wurden deutliche Konzentrationsgradienten unterhalb der Oxidschicht festgestellt. Für magnesiumsilikatische Gläser liegen zwar keine Daten vor, aber in MgO und Magnesiumsilikaten liegt die Mg-Diffusion um viele Größenordnungen über der Sauerstoffdiffusion. Die Aktivierungsenergie für die  $\text{Mg}^{2+}$ -Diffusion in z.B. MgO beträgt  $371 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  und kommt somit in die Größenordnung gemessener Oxidationsaktivierungsenergien. Aber auch die Aktivierungsenergie für die Sauerstoffdiffusion in einfachen mehrkomponentigen Silikatgläsern liegt schon bei  $250-300 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ , sodaß sie bei komplexeren Magnesiumsilikatgläsern

durchaus noch höher liegen könnte (z.B. Sauerstoffdiffusion in MgO  $\sim 370 \pm 20 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ); die hohe Aktivierungsenergie wäre also kein Widerspruch für eine Sauerstoffdiffusion als geschwindigkeitsbestimmenden Schritt. Deshalb kann von der beobachteten Oxidationsaktivierungsenergie weder auf eine Ausdiffusion des Magnesiums aus, noch auf eine Eindiffusion des Sauerstoffs in die Korngrenzenphase als geschwindigkeitsbestimmender Schritt geschlossen werden. Auch daß der Oxidationsvorgang in weiten Grenzen nicht vom Sauerstoffpartialdruck abhängig ist, stellt keinen Widerspruch für eine Sauerstoffdiffusion dar, da die Sauerstoffdiffusion in mehrkomponentigen Silikatgläsern sauerstoffpartialdruckunabhängig ist.

Es bleibt festzuhalten, daß bei Siliziumnitridmaterialien mit einer Magnesiumsilikatkorngrenzenphase nur ein Diffusionsprozess in der Korngrenzenphase des Grundmaterials als oxidationsgeschwindigkeitsbestimmender Schritt in Frage kommt; ob es sich dabei jeoch um die nach außen gerichtete Diffusion des Magnesiums, oder um die nach innen gerichtete Diffusion des Sauerstoffs handelt, ist noch nicht eindeutig geklärt. Bei Mikrosondenmessungen konnten jedoch nur Mg- Konzentrationsgradienten, aber keine Sauerstoffkonzentrationsgradienten unterhalb der Oxidschicht nachgewiesen werden (vgl. 6.1.); die in /169/ röntgenographisch nachgewiesenen  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ -Gradienten könnten ebenso auch nach den in Abb. 4.5.(A) beschriebenen Mechanismen entstanden sein. Da außerdem die Mg-Diffusion z.B. in MgO oder Magnesiumsilikaten um viele Größenordnungen über der Sauerstoffdiffusion liegt, wird hier die Diffusion des  $\text{Mg}^{2+}$ -Ions, nach dem in Abb. 4.5.(A) beschriebenen Mechanismus, als geschwindigkeitsbestimmender Schritt für wahrscheinlicher gehalten.

#### 4.3.2. Logarithmischer Oxidationsmechanismus dichter Silizium- nitridwerkstoffe mit $\text{Y}_2\text{O}_3$ als Heißpresshilfsmittel

Beim in Abschnitt 4.2.2. untersuchten HPSN(Y) wurde eine logarithmische Massenzunahme gemessen. Erst bei Temperaturen oberhalb  $1450^\circ\text{C}$  wurde parabolische Oxidation festgestellt; dieser Wechsel des Oxidationsmecha-



nismus wird auf eine bei diesen Temperaturen einsetzende Flüssigphasenbildung zurückgeführt.

Der Transport der diffundierenden Spezies läuft dann analog wie bei den Materialien SSN(Y,Al,Ti) bzw. SRBSN(Y,Al,Mg) oberhalb deren Flüssigphasenbildungstemperatur ab (vgl. 4.3.3.). Bei Temperaturen unterhalb 1450°C führt die logarithmische Kinetik zusammen mit der Unterdrückung der von Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> verdichteten Materialien oft berichteten 1000°C Instabilität, zu einem ausgezeichneten Oxidationsverhalten dieses Materials.

Bei Mikroanalysen konnten keine Yttrium- oder Sauerstoffprofile unterhalb der Oxidschicht nachgewiesen werden; diese Oxidschicht besteht weitgehend aus SiO<sub>2</sub> (vgl. Kap. 6) und durch Reoxidationsexperimente konnte die schützende Funktion der Oxidschicht nachgewiesen werden. Da die ersten Stunden der Oxidationsversuche auch durch parabolische Geschwindigkeitskoeffizienten mit einer Aktivierungsenergie von  $\sim 100 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  angenähert werden können, wird vermutet, daß hier, wie bei der Sauerstoffdiffusion durch reines SiO<sub>2</sub>, der geschwindigkeitsbestimmende Grundmechanismus der Sauerstofftransport von der Grenzfläche Luft/Oxid zur Grundfläche Oxid/Grundmaterial über interstitiell gelösten, molekularen Sauerstoff ist.

Durch die Aufoxidation des Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Grundmaterials wird Stickstoff freigesetzt; dieser bildet in der SiO<sub>2</sub>-Deckschicht Blasen mit einem hohen Stickstoffpartialdruck. Das bedeutet aber, daß der für die Diffusion des interstitiellen Sauerstoffs zur Verfügung stehende Oxidschichtquerschnitt verringert wird. Wäre ohne Blasenbildung ein parabolisches Oxidschichtwachstum ( $Q \sim 100 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) zu erwarten, so wird, wie in 4.1.1. beschrieben, bei Blasenbildung eine logarithmische Kinetik erreicht.\*)

Mit großer Wahrscheinlichkeit läuft der Oxidationsmechanismus auf die oben beschriebene Art und Weise ab, jedoch könnte man nach Abb. 4.14. das Abknicken vom anfänglichen parabolischen Wachstum zu noch geringeren Massenzunahmen auch wie folgt erklären (diese Erklärung birgt allerdings nicht direkt die logarithmische Kinetik in sich): Wenn zu Beginn die Diffusion von molekularem Sauerstoff durch die Oxidschicht ( $\sim 100 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) geschwindigkeitsbestimmend ist, kann ein durch die hohen Eisengehalte hervorgerufener Stabilisierungsprozess in der Oxidschicht das Abknicken

\*) Der wirksame Querschnitt für die Sauerstoffdiffusion kann auch durch Kristallisationsprozesse in der Oxidschicht verringert werden (vgl. 4.1.1.).

der Kinetik zu sehr geringen Massenzunahmen bewirkt haben. Eine geringe Dichteänderung der Oxidschicht, die möglicherweise durch eine durch Eisen verursachte Stabilisierung oder Kristallisation hervorgerufen werden kann, vermag um Größenordnungen kleinere Diffusionskoeffizienten des molekularen Sauerstoffs zu bewirken. Der Molekulardurchmesser des molekularen Sauerstoffs liegt nämlich mit  $3 \text{ \AA}$  am oberen Rand der Maschenöffnungsverteilung im  $\text{SiO}_2$ . Eine kleine Verschiebung der Verteilung zu kleineren Maschenöffnungen kann dann eine weitgehende Blockierung der Sauerstoffbewegung hervorrufen und die Massenzunahme fast zum Erliegen bringen.

#### 4.3.3. Oxidationsmechanismus dichter Siliziumnitridwerkstoffe

mit einer vielkomponentigen Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis

Weitaus weniger Daten als über das MgO-heißgepresste  $\text{Si}_3\text{N}_4$  liegen über Siliziumnitridmaterialien mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis vor. Das in dieser Arbeit untersuchte HPSN(Y), das einen besonderen Oxidationsmechanismus aufweist (vgl. 4.2.2., 4.3.2.), wird hier ausgeklammert. Hier soll der Oxidationsmechanismus der Materialien SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg) erläutert werden; zusätzlich reiht sich recht gut ein in der Literatur untersuchtes HPSN(Y) /173/ in dieses Bild ein. Das HPSN(Y) /173/ wies im Gegensatz zum hier untersuchten HPSN(Y) mit logarithmischer Kinetik, eine parabolische Kinetik auf (Abb. 4.22.); ein deutlicher Wechsel im Oxidationsmechanismus wurde jedoch bei beiden Materialien bei  $\sim 1460^\circ\text{C}$  festgestellt. Die Aktivierungsenergie des HPSN(Y) /173/ unterhalb dieser Temperatur ( $\sim 1460^\circ\text{C}$ ), bewegt sich mit  $\sim 450 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  in der gleichen Größenordnung, wie die hier gemessenen Aktivierungsenergien ( $425 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) der Materialien SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg), unterhalb deren jeweiliger Übergangstemperatur; auch schließen sich die absoluten Beträge der parabolischen Geschwindigkeitskoeffizienten des HPSN(Y) /173/ direkt an die, der Materialien SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg) an (vgl. Abb. 4.22.). Man kann daher erwarten, daß bei diesen Materialien, unter Berücksichtigung ihrer jeweiligen verschiedenen Übergangstemperatur, in den entsprechenden Abschnitten (Abb. 4.22.) die gleichen Oxidationsmechanismen vorherrschen.

Wie schon in /174/ vermutet, kann auch hier für die vielkomponentigen Materialien SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg) bestätigt werden, daß offensichtlich die Zugabe kleiner Anteile an Zweit- bzw. Drittsinterhilfsmitteln ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO/TiO}_2$ ) das Auftreten der  $1000^\circ\text{C}$  Oxidationsinstabilität verhindert. Bei rein  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -haltigem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  wurde die, durch Aufoxidation quarternärer Phasen verursachte,  $1000^\circ\text{C}$  Instabilität wiederholt aufgezeigt - im Gegensatz dazu konnte diese katastrophale Oxidationsreaktion bei den Materialien SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg), trotz Auftreten quarternärer Verbindungen (vgl. Kap. 3), offensichtlich durch Ausbildung einer dichten, die Reaktionspartner trennenden, Oxidschicht, völlig unterdrückt werden.

Bei Mikrosondenuntersuchungen (vgl. Kap. 6) konnten keine Gradienten unterhalb der Oxidschicht festgestellt werden; Reoxidationsexperimente (Abb. 4.20.) bestätigen den schützenden Charakter der Oxidschicht. Es werden daher für die in Abb. 4.22. ersichtlichen Temperaturabschnitte der Materialien SSN(Y,Al,Ti), SRBSN(Y,Al,Mg) und bedingt auch HPSN(Y) /173/ folgende Oxidationsmechanismen vorgeschlagen:

Unterhalb  $\sim 1100^\circ\text{C}$  werden nur sehr geringe Massenzunahmen gemessen und es bildet sich auf dem größten Teil der Probenoberfläche eine weitgehend reine  $\text{SiO}_2$ -Deckschicht, die dominierend für die Gesamtmassenzunahme ist, aus. Die Aktivierungsenergie zwischen  $1000^\circ$  und  $1100^\circ\text{C}$  beträgt etwa  $100 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ; dies entspricht der Diffusion molekularen Sauerstoffs durch  $\text{SiO}_2$  nach dem in Abschnitt 4.1.2.1. beschriebenen Mechanismus. Zwischen  $1100^\circ\text{C}$  und der jeweiligen Flüssigphasenbildungstemperatur (beim SSN(Y,Al,Ti) etwa  $1240^\circ\text{C}$ , beim SRBSN(Y,Al,Mg) etwa  $1310^\circ\text{C}$  und beim HPSN(Y) etwa  $1460^\circ\text{C}$ ) bildet sich eine mehrkomponentige Silikatglasdeckschicht aus und die Aktivierungsenergie beträgt etwa  $425 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ , bzw. beim HPSN(Y) etwa  $450 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ . Die Bindefestigkeit einer Si-O-Einzelbindung beträgt  $\sim 444 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  /181/. Es könnte somit die Diffusion von nicht-brückenbildendem Netzwerksauerstoff geschwindigkeitsbestimmend sein. Hierbei kann dem Gehalt polyvalenter Kationen, die hauptsächlich durch Verunreinigungen in die Oxidschicht eingebracht werden, bzw. dem so chemisch gelösten Sauerstoff gemäß 4.1.3.1. große Bedeutung zukommen. Bei Sauerstoff-Tracerdiffusionsmessungen an mehrkomponentigen Silikatgläsern beteiligen sich haupt-

sächlich die beweglichsten, nicht-brückenbildenden Netzwerksauerstoffe; die Aktivierungsenergie für die Sauerstoff-Tracerdiffusion in einem 40 CaO-20 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-40 SiO<sub>2</sub>-Glas wird z.B. in /165/ mit  $398 \pm 85 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  angegeben.

In den Übergangstemperaturbereichen, wo, abhängig von der Korngrenzenphasenzusammensetzung, die Flüssigphasenbildung einsetzt und sich somit die Oxidationsraten in einem engen Temperaturintervall drastisch erhöhen, ergibt die Berechnung eines Temperaturinkrements ( $\sim 1200 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) keinen Sinn.

Oberhalb dieses Übergangstemperaturbereichs, wo ein Teil der Oberflächenoxidschicht im flüssigen Zustand vorliegt, wird natürlich ein vollkommen anders gearteter Oxidationsmechanismus vorliegen; für die Materialien SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg) läßt sich dort ein Temperaturinkrement von  $\sim 620 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  berechnen. Diese berechnete Energie kann aber wahrscheinlich nicht einem einzelnen atomaren Prozeß zugeschrieben werden. Einen Teilenergiebetrag erfordert die Verflüssigung immer größerer Volumenanteile der Oxidschicht mit steigender Temperatur. Außerdem wird wahrscheinlich der Sauerstofftransport in diesem oberen Temperaturbereich dahingehend abgewandelt sein, daß sich hier viskose Fließeinheiten in Form von SiO<sub>4</sub>-Komplexen bewegen; d.h. der SiO<sub>4</sub>-Transport ist dann schneller als der Transport von Netzwerksauerstoff (vgl. /157/).

Viskositätsaktivierungsenergien von refraktären SiO<sub>2</sub>-Gläsern liegen zum Vergleich zwischen  $500 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  und  $700 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ .

## 5. DAS KRIECHVERHALTEN

Um Beziehungen zwischen der Mikrostruktur, dem Oxidationsverhalten und den mechanischen Hochtemperaturlangzeiteigenschaften dieser Materialien herstellen zu können, wurden 4-Punkt-Biegekiechversuche im Temperaturbereich  $900^{\circ}$ - $1480^{\circ}$ C durchgeführt. Der untere Auflagerabstand betrug 40 mm, der obere 20 mm; es wurden polierte Normproben der Größe 3,5 mm X 4,5 mm X 45 mm verwendet. Eine genauere Darstellung der Versuchsanordnung, der Versuchsauswertung, sowie der Auflager- und Probengeometrie wird in /188/ gegeben.

Die Interpretation, der sich hieraus ergebenden Meßdaten, erfordert die Zuordnung des Verformungsvorgangs zu einem bestimmten Kriechmechanismus; aus diesem Grunde sollen im Folgenden zunächst die bekannten Kriechmechanismen kurz erläutert und die in der Literatur zum Kriechverhalten von technischem Siliziumnitrid vorhandenen Veröffentlichungen diskutiert werden.

### 5.1. Grundlagen und Literaturlauswertung

#### 5.1.1. Kriechmechanismen

In der vorliegenden Arbeit sollen nur solche Prozesse, die zum Hochtemperaturkriechen führen, berücksichtigt werden. Bei all diesen Prozessen laufen Diffusionvorgänge ab, die jedoch nicht immer geschwindigkeitsbestimmend sind. Grundsätzlich kann man eine Unterteilung der Kriechmechanismen in Korngrenzen- und Gittermechanismen vornehmen /189/. Bei der Kriechverformung mehrphasiger keramischer Werkstoffe spielen Vorgänge an den Korngrenzen eine bedeutendere Rolle als etwa bei der Verformung von Metallen; Vorgänge im Korninnern (z.B. Versetzungsbeuugungen) sind demgegenüber oft bedeutungslos. Das Gefüge der hier untersuchten Materialien mit seiner zusätzlichen, herstellungsbedingten Korngrenzenphase (vgl. Abschnitt 3.3.) ist für das viskose Abgleiten

von Körnern entlang den Korngrenzen besonders geeignet. Die hier wichtigeren Korngrenzenmechanismen können nochmals weiter unterteilt werden (Abb. 5.1.), und zwar in Prozesse, die zu einer Kornverformung führen und in Prozesse, die eine Bewegung von benachbarten Körnern relativ zueinander ohne Kornverformung bewirken /190/; der eine Vorgang wird Lifshitz-Gleiten /191/, der andere Rachinger-Gleiten /192/ genannt.

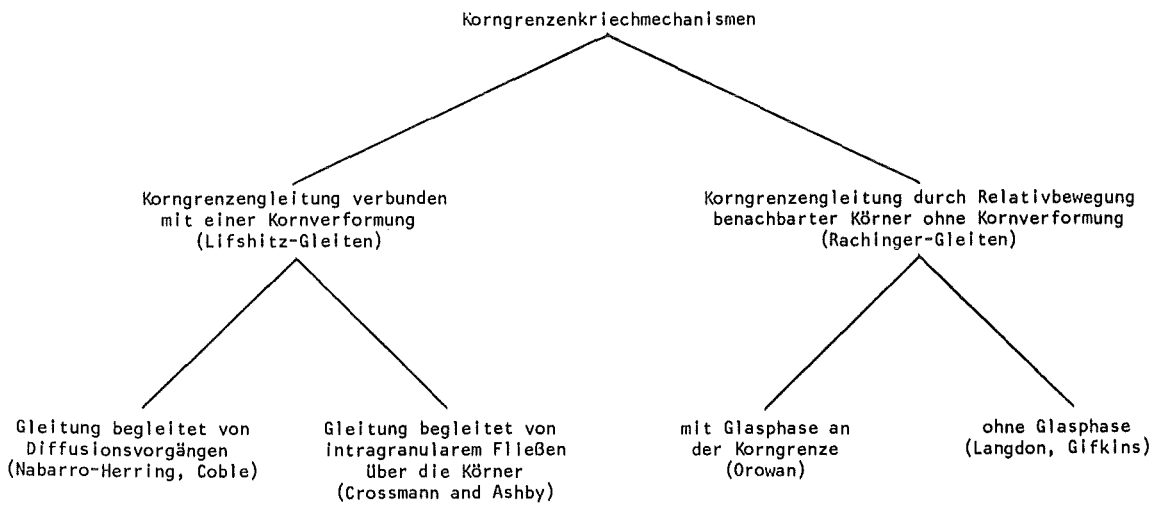


Abb. 5.1.: Einteilung der Korngrenzenkriechmechanismen.

Das Lifshitz-Gleiten erfordert eine vollständige Akkomodation, die entweder durch einen gerichteten Leerstellenstrom, oder durch vollkommen über die Körner ausgedehntes, intragranulares Fließen erreicht werden kann. Laufen beim Gleiten mit Kornverformung die Leerstellendiffusionsprozesse im Gitter ab, so ergeben sich die von Nabarro und Herring beschriebenen Abhängigkeiten /193,194/. Diffundieren die Leerstellen dagegen entlang der Korngrenzen, so sind die von Coble gefundenen Zusammenhänge anwendbar /195/. Crossman und Ashby haben gezeigt, daß die Akkomodation auch durch plastisches Fließen zwischen den Tripelpunkten an unterschiedlichen Seiten der Körner erreicht werden kann /196/.

Das nicht von einer Kornverformung begleitete Korngrenzengleiten (Rachinger-Gleiten) kann, abhängig davon, ob eine glasige Korngrenzphase vorhanden ist oder nicht, in zwei verschiedenen Varianten auftreten. Das Gleiten von starren Körnern auf einer kontinuierlichen

Glasphase hat Orowan in /197/ beschrieben. Diese Situation tritt zwar bei Metallen gewöhnlich nicht auf, kommt aber den Verhältnissen bei Keramiken, wie z.B. technischem  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , wo zwischen den Körnern eine dünne, amorphe Korngrenzenphase vorliegt (vgl. Abschnitt 3.3.), sehr nahe. Es wird somit deutlich, daß die Anwesenheit dieser Korngrenzenphase einen gravierenden Einfluß auf die mechanischen Hochtemperatureigenschaften hat. Dieses Orowan-Modell wird also auch als ein Grenzfall bei der Diskussion des Verformungsverhaltens technischer Siliziumnitridmaterialien auftreten (vgl. Abschnitt 5.3.3.). Es bleibt aber festzuhalten, daß das Orowan-Modell keine Lösungs-Wiederausscheidungsmechanismen, wie sie unter mechanischem Druck zwischen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern und der Korngrenzenphase ablaufen können /211/, berücksichtigt. Treten Korngrenzengleitvorgänge ohne eine Verformung der Körner bei Materialien ohne eine Korngrenzenphase auf, so bilden sich entweder Poren /198/ oder Tripelpunktsaufbrüche /199/. Eine Interpretation des Kriechverhaltens keramischer Stoffe wird besonders dadurch erschwert, daß die makroskopische Verformung der Proben oft durch eine Überlagerung verschiedener Kriechprozesse zustande kommt und nur beim Herantasten an Spannungs- oder Temperaturgrenzwerte ein Mechanismus dominierend zu Tage tritt (vgl. 5.2.). Eine nähere Erläuterung oder gar eine mathematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Kriechgeschwindigkeit, Spannung, Korngröße und Zeit dieser hinreichend bekannten Kriechmechanismen wird hier nicht gegeben, da diese Überlegungen mit Ausnahme des Orowan-Modells /197/ nicht in direktem Bezug zum Kriechverhalten des hier untersuchten Siliziumnitrids mit deutlichem Korngrenzenphasenanteil gesehen werden.

5.1.2. Das Kriechverhalten von Siliziumnitrid mit deutlichen  
Korngrenzenphasenanteilen

Viele Untersuchungen zum Kriechverhalten technischer Siliziumnitridwerkstoffe wurden an  $\text{MgO}$ -heißgepressten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien durchgeführt /200-205/; hierbei muß allerdings beachtet werden, daß eine gravierende

Änderung der Korngrenzenphasenzusammensetzung (Ausdiffundieren von Mg, vgl. Kap. 6) die Hochtemperaturverformung stark beeinflusst. Die Kriechkinetik wird also stark von chemischen Effekten überlagert sein.

Nur sehr wenige Veröffentlichungen liegen zum Kriechverhalten  $Y_2O_3$ -verdichteter  $Si_3N_4$ -Qualitäten vor /206-208/. Der Beitrag einer Hohlvolumenbildung zur Kriechverformung von Keramiken wurde vielfach diskutiert (z.B. auch beim Aluminiumoxid /209,210/). Grundsätzliche Überlegungen zu Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgängen beim Kriechen von Glaskeramiken und MgO-heißgepresstem  $Si_3N_4$  wurden nur von einem Autor angestellt /204,211,212, 217,218/.

Bei fast allen Untersuchungen wird eine stationäre Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_s$  konstatiert; die Spannungsabhängigkeit von  $\dot{\epsilon}_s$  wird nach dem Norton'schen Kriechgesetz

$$\dot{\epsilon}_s = A \cdot \sigma^n \quad (5.1.)$$

ausgewertet und die Temperaturabhängigkeit von  $\dot{\epsilon}_s$  durch eine Aktivierungsenergie  $Q$  gekennzeichnet. Die stationäre Kriechgeschwindigkeit wird hier nach abhängig von Spannung und Temperatur dargestellt.

$$\dot{\epsilon}_s = A \cdot \sigma^n \cdot \exp(-Q/RT) \quad (5.2.)$$

Sehr viele Untersuchungen wurden, wohl auch aus meßtechnischen Gründen, in einem Last- oder Temperaturbereich durchgeführt, in dem große Probenverformungen und früher oder später auch Probenbrüche auftreten. Hierbei wurde meist die Bildung und das Wachstum von Poren an den Korngrenzen beobachtet.

Die für den Probenbruch ursächlichen Porenbildungs- bzw. -wachstumsmechanismen und deren Einfluß auf die Kriechverformung in diesen Spannungs- und Temperaturbereichen wurden in den vergangenen Jahren intensiv untersucht (z.B. /213,214,210/). Hier lassen sich auch unmittelbar bruchmechanische Ribwachstumsuntersuchungen anwenden /215/. Die gemessenen Lebensdauern wurden oftmals durch die Monkman-Grant Beziehung (Gl. 5.3.) oder die Orr-Sherby-Dorn Beziehung (Gl. 5.4.) angenähert /214/.

$$t_f \cdot \dot{\epsilon}_s = \text{const.} \quad (5.3.)$$

$$t_f \cdot \exp(-Q/RT) = f(\sigma) \quad (5.4.)$$



In zweiphasigen Materialien mit einer kontinuierlichen Korngrenzenphase, wie z.B. den hier untersuchten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Qualitäten, haben Materialvariablen, wie die Dicke der Korngrenzenphase und deren Viskosität, einen sehr großen Einfluß auf die Lebensdauer wie auch auf die Verformung. Erwartungsgemäß fördern große amorphe Korngrenzenphasendicken und niedrige Viskositäten die Verformungsfähigkeit und die Ausbildung von Kriechporosität. Ein zentraler Punkt für das Kriechverhalten dieser Materialien ist daher die chemische Zusammensetzung sowie der Kristallisationsgrad dieser Korngrenzenphase.

Bei bisherigen Untersuchungen wurden in der Regel die Versuche an dichten Siliziumnitridqualitäten durchgeführt, von denen oft noch nicht einmal die Mikrostruktur hinreichend bekannt war; außerdem wurden die Versuche, wie schon erwähnt, meist in einem Spannungs- und Temperaturbereich durchgeführt, in dem früher oder später der Probenbruch zu erwarten war. Es ergaben sich somit meist Veröffentlichungen, die die beobachtete Poren- und Ribbildung mit der stationären Kriechgeschwindigkeit und der Lebensdauer dieses bestimmten Siliziumnitridmaterials korrelierten.

Bei niedrigeren Spannungen und Temperaturen tritt meist ein rein transientes Kriechen auf; dieses kann beschrieben werden durch eine Beziehung:

$$\dot{\epsilon} = a \cdot t^{-c} \quad (5.5.)$$

In diesen Bereichen, wo keine stationären Kriechgeschwindigkeiten, keine Poren oder Risse und keine Probenbrüche auftreten, werden gänzlich andere Mechanismen bei der Kriechverformung dominierend sein. Da für unterschiedliche Temperaturen verschiedene  $c$ -Werte auftreten, wie in Abschnitt 5.2. gezeigt wird, lassen sich dann nicht einfach nach Gl. 5.2. Kriechaktivierungsenergien ausrechnen. Hieraus ergeben sich nämlich verschiedene Aktivierungsenergien für unterschiedliche Versuchszeiten. Bezüglich der Kriechaktivierungsenergien in diesen Bereichen kam es somit zu wenig hilfreichen Aussagen; so wurde z.B. aus der berechneten Aktivierungsenergie nach 10 h Versuchszeit ( $439 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) und der nach 100 h ( $498 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ ) einfach eine Kriechaktivierungsenergie von  $\sim 460 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  festgesetzt /207/.

Leider gibt es in der Literatur kaum Untersuchungen der Kriechkinetik von Siliziumnitrid mit deutlichem Korngrenzenphasengehalt, die den transienten Bereich berücksichtigen. Ebenso wenig gibt es Veröffentlichungen zum Kriechverhalten technischer, dichter Siliziumnitridmaterialien mit ähnlichem Gefügebau aber stark variiertem chemischer Zusammensetzung der Korngrenzenphase. Im Folgenden soll daher im 4-Punkt-Biegekriechversuch die Kriechkinetik über einen weiten Temperaturbereich ( $900^{\circ}\text{C}$ - $1480^{\circ}\text{C}$ ) bei verschiedenen Lasten ( $\sigma^* = 70\text{-}200\text{ MPa}$ ) an dichten Siliziumnitridmaterialien mit verschiedenen Korngrenzenphasenzusammensetzungen systematisch untersucht werden. Es wird somit versucht einen direkten Bezug zwischen Mikrostruktur einerseits und Kinetik der Kriechverformung andererseits herzustellen.

## 5.2. Meßergebnisse

Im allgemeinen wird bei 4-Punkt-Biegekriechversuchen die Mittendurchbiegung  $f_m$  unter einer konstanten Last  $P$  bei einer konstanten Temperatur  $T$  über der Zeit  $t$  gemessen. Nach Umrechnung ergibt sich somit eine Registrierung der Kriechdehnung  $\epsilon$  bei konstanter Nennspannung  $\sigma_n$  und konstanter Temperatur  $T$  über der Zeit  $t$  /188/. Um eine breite Datenbasis anzulegen, wurden die hier untersuchten Materialien HPSN(Mg), HPSN(Y), SSN(Y,Al), SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg) einem analogen Versuchsprogramm unterworfen. Hierbei wurde neben dem Einfluß der Mikrostruktur auf das Gesamtkriechverhalten, die Abhängigkeit der Kriechkinetik von Temperatur und Spannung, sowie der Einfluß von Glühbehandlungen, vor allem am Beispiel der Materialien HPSN(Y), SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg) untersucht.

### 5.2.1. Zeit- und Temperaturabhängigkeit des Kriechens

Schon die Versuche bei relativ niedrigen Temperaturen ( $1100^{\circ}\text{C}$ ) weisen analog zum Oxidationsverhalten grundsätzlich verschiedene Ergebnisse

zweier Materialtypen auf: zum einen von Materialien mit einer Magnesiumsilikat-Korngrenzenphase, zum andern von solchen mit einer Korngrenzenphase auf  $Y_2O_3$ -Basis. Während die Materialien HPSN(Y), SSN(Y,Al), SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg) durchweg ein reines, logarithmisches Kriechverhalten aufweisen, sind beim HPSN(Mg) bei längeren Zeiten ( $> 1$  h) deutliche Abweichungen vom logarithmischen Gesetz festzustellen (Abb. 5.2.). Bei doppell-logarithmischer Auftragung der Kriechgeschwindigkeit über der Zeit ergibt ein logarithmisches Kriechgesetz, gemäß

$$\epsilon \sim \ln t \quad (5.6.)$$

$$\dot{\epsilon} \sim a \cdot t^{-1}; c = 1 \quad (5.7.)$$

$$\lg \dot{\epsilon} \sim -1 \cdot \lg t + \lg a \quad (5.8.)$$

eine Gerade mit der Steigung -1 (vgl. Abb. 5.2.).

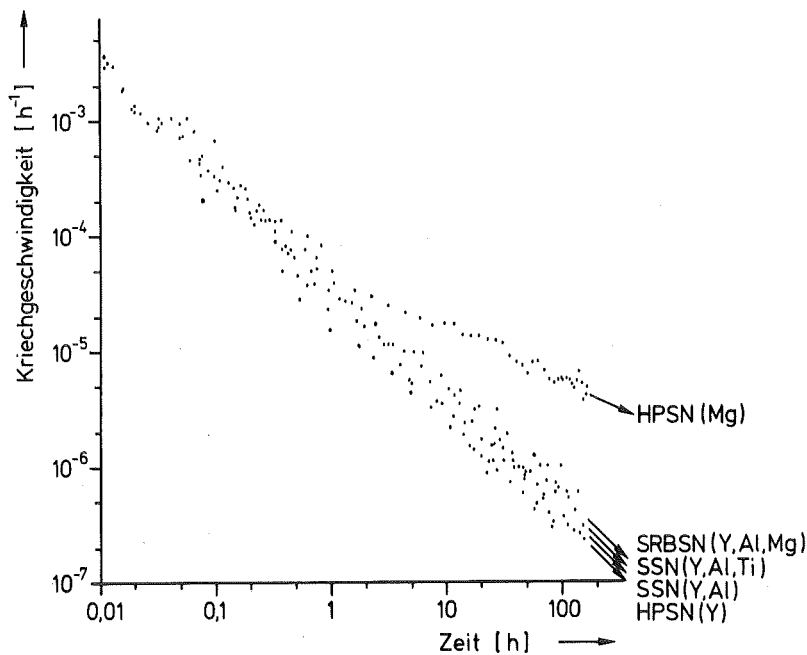


Abb. 5.2.: Kriechverhalten aller untersuchten Materialien bei  $1100^{\circ}C$  und  $\sigma_n = 160$  MPa.

#### 5.2.1.1. $\text{Si}_3\text{N}_4$ mit einer Magnesiumsilikatkorngrenzenphase

Wie schon in Kapitel 4 und 6 gezeigt, weisen die Magnesiumionen in der magnesiumsilikatischen Korngrenzenphase heißgepresster Siliziumnitridmaterialien bei hohen Temperaturen eine große Beweglichkeit auf; dies führt zur Ausbildung von Konzentrationsgradienten in der Korngrenzenphase im Probeninnern, die nicht ohne Auswirkungen auf die Kriecheigenschaften bleiben können. Als komplizierte Funktion von Temperatur, Spannung und Zeit treten daher sehr starke Schwankungen im Kriechverhalten auf (vgl. Abb. 5.3.); so kann z.B. die Kriechgeschwindigkeit zunächst stark absinken, beschleunigen, erneut deutlich absinken und wiederum beschleunigen um dann zum Probenbruch zu führen. Diese Diskontinuitäten sind so stark ausgeprägt, daß sie die eigentliche Kinetik nahezu verdecken; nur beim Vergleich mit den chemisch stabileren  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis (vgl. 5.2.1.2.) kann man auch beim HPSN(Mg) die Grundtendenz zum logarithmischen Kriechen ( $c = 1$ ) bei tiefen Temperaturen ( $1000^\circ\text{C}$ ) erkennen. Bei höheren Temperaturen vor Erreichen "stationärer" Geschwindigkeiten strebt auch hier der  $c$ -Wert gegen 0,5.

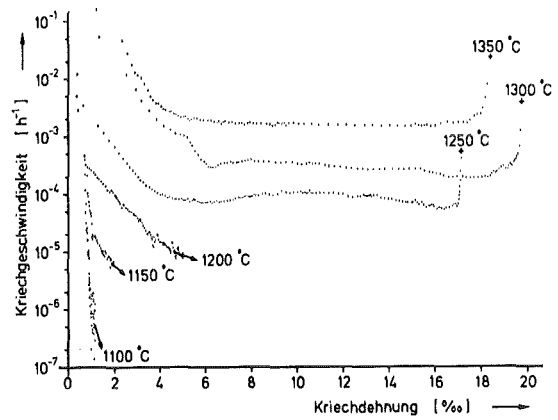
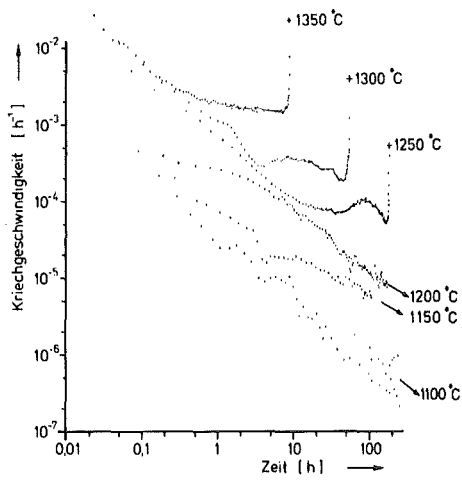
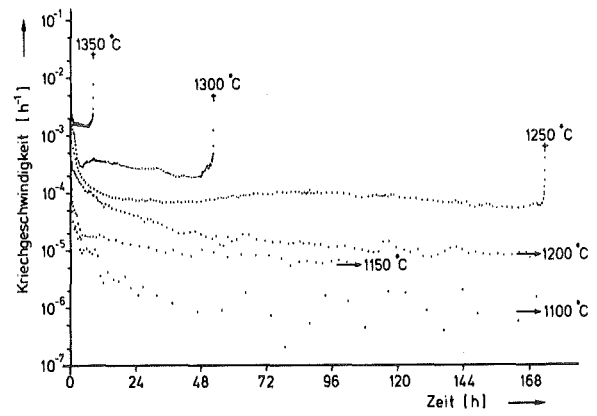
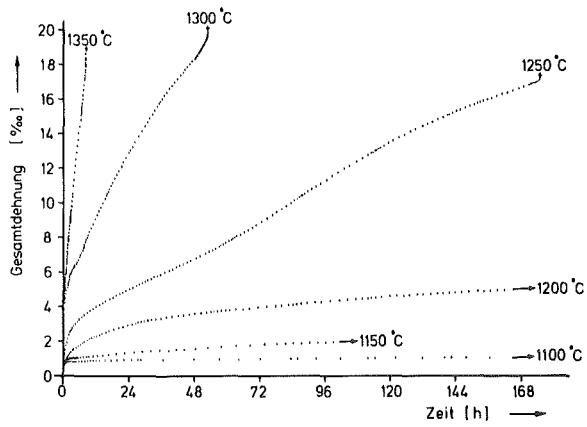


Abb. 5.3.: Temperaturabhängigkeit der Kriechkinetik des Materials HPSN(Mg) bei  $\sigma_n = 100$  MPa.

#### 5.2.1.2. $\text{Si}_3\text{N}_4$ mit einer Korngrenzenphase auf $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis

Da sich in den Siliziumnitridmaterialien mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis keine Konzentrationsgradienten in der Korngrenzenphase ausbilden (vgl. Kap. 6), werden hier Diffusionsvorgänge auf Grund chemischer Potentialdifferenzen zwischen Probenmitte und Oxidschicht die Kriechkinetik nicht merklich beeinflussen. Dementsprechend treten die in 5.2.1.1. beschriebenen Diskontinuitäten in der Kriechverformung bei diesen Werkstoffen nicht in Erscheinung. Werden beim SSN(Y,Al,Ti) auch noch die amorphen Tripelpunktsbereiche vor den Kriechversuchen durch eine gezielte Glühbehandlung ( $1200^\circ\text{C}/1000 \text{ h/Luft}$ ) auskristallisiert (vgl. 3.3.3.1.), so sind sich die Materialien HPSN(Y), SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg) von ihrem Gefügebautbau her sehr ähnlich; alle weisen ein stark ineinander verkeiltes "Streichholzgefüge" der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körner mit einer kontinuierlichen Korngrenzenphase auf. Die Korngrenzenphase besteht zum einen aus auskristallisierten Tripelpunktsbereichen und zum anderen aus sehr dünnen amorphen Schichten ( $10-50 \text{ \AA}$ ) zwischen den  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern bzw.  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern und kristallinen Tripelpunktsbereichen. Der hier für das Kriechen wesentliche Unterschied zwischen diesen drei Materialien, ist lediglich die chemische Zusammensetzung der Korngrenzenphasen. Dieser ähnliche Gefügebautbau führt zu einem prinzipiell gleichen Kriechverhalten dieser  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffe; am besten ist dies in der doppeltlogarithmischen Darstellung ( $\lg \dot{\epsilon}$  vs.  $\lg t$ ) sichtbar (vgl. Abb. 5.4., 5.5., 5.6.).

Bei tiefen Temperaturen ( $< 1100^\circ\text{C}$ ) weisen alle drei Materialien ein rein logarithmisches Kriechgesetz auf ( $c = 1$ ). Wie schon in Kapitel 2 beschrieben, können durch die vielkomponentigen Sinterhilfsmittel und die Verunreinigungen lokal in der Korngrenzenphase Zusammensetzungen sehr niedrig schmelzender Eutektika erreicht werden; da durch das Auskristallisieren der Tripelpunktsbereiche der restliche amorphe Korngrenzenfilm sehr stark mit Verunreinigungen (hier vor allem Kalzium) angereichert sein wird, wird der Erweichungsbereich dieses amorphen Films bei entsprechend niedrigen Temperaturen liegen.

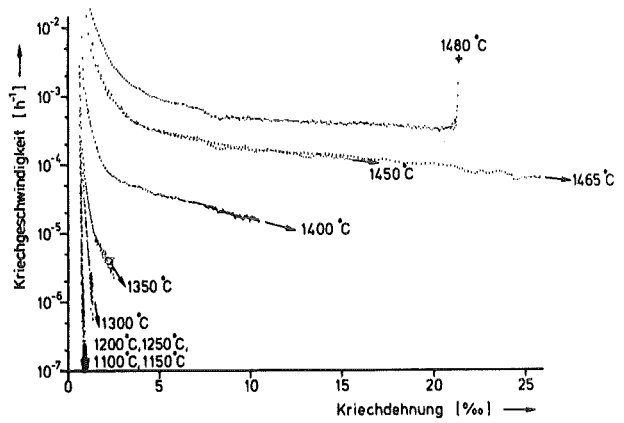
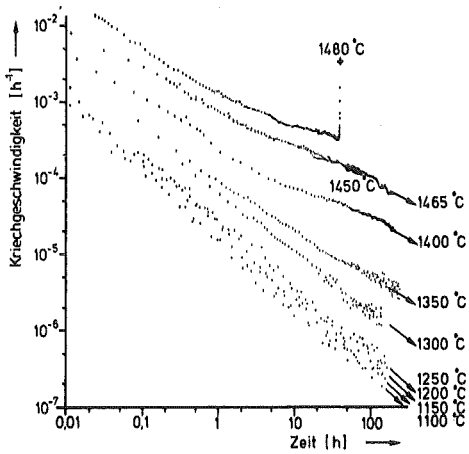
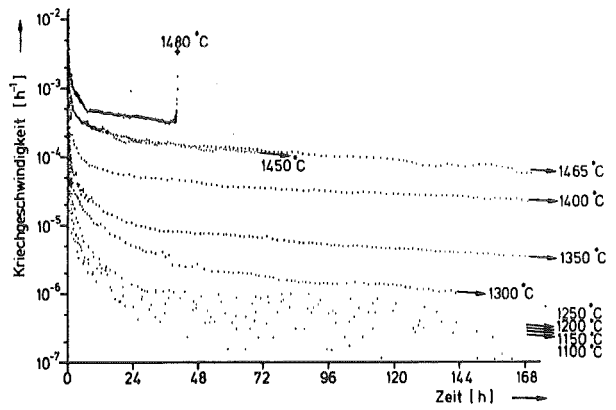
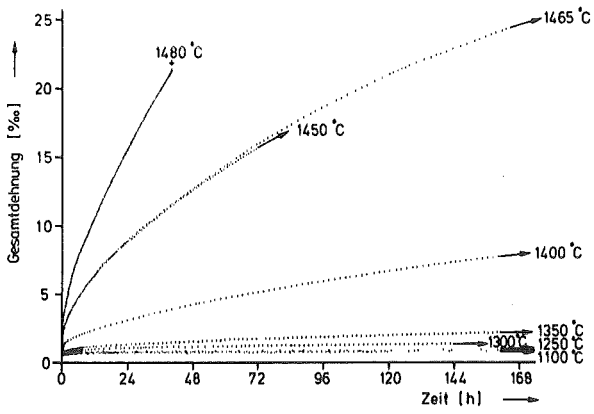


Abb. 5.4.: Temperaturabhängigkeit der Kriechkinetik des Materials HPSN(Y) bei  $\sigma_n = 160$  MPa.

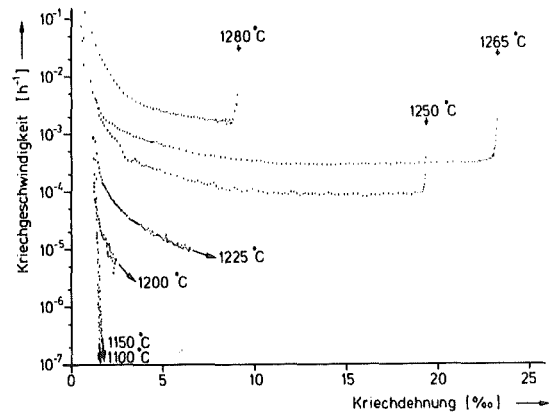
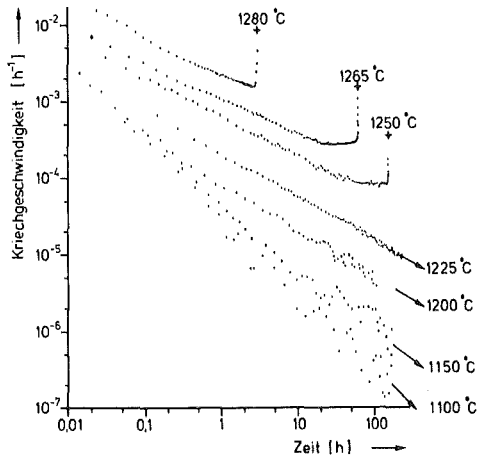
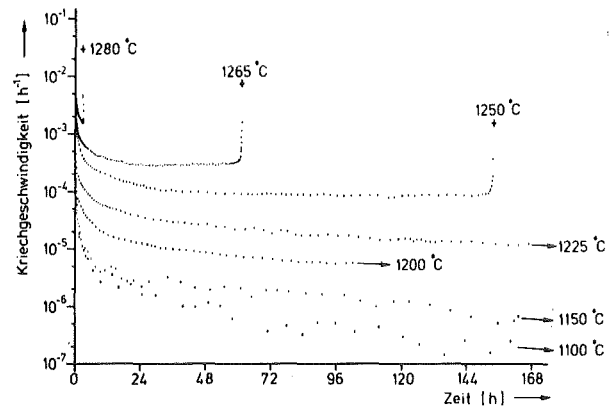
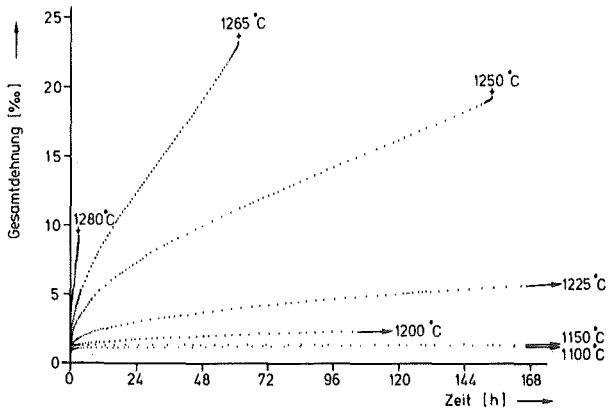


Abb. 5.5. Temperaturabhängigkeit der Kriechkinetik des Materials SSN(Y,Al,Ti) bei  $\sigma_n = 160$  MPa.



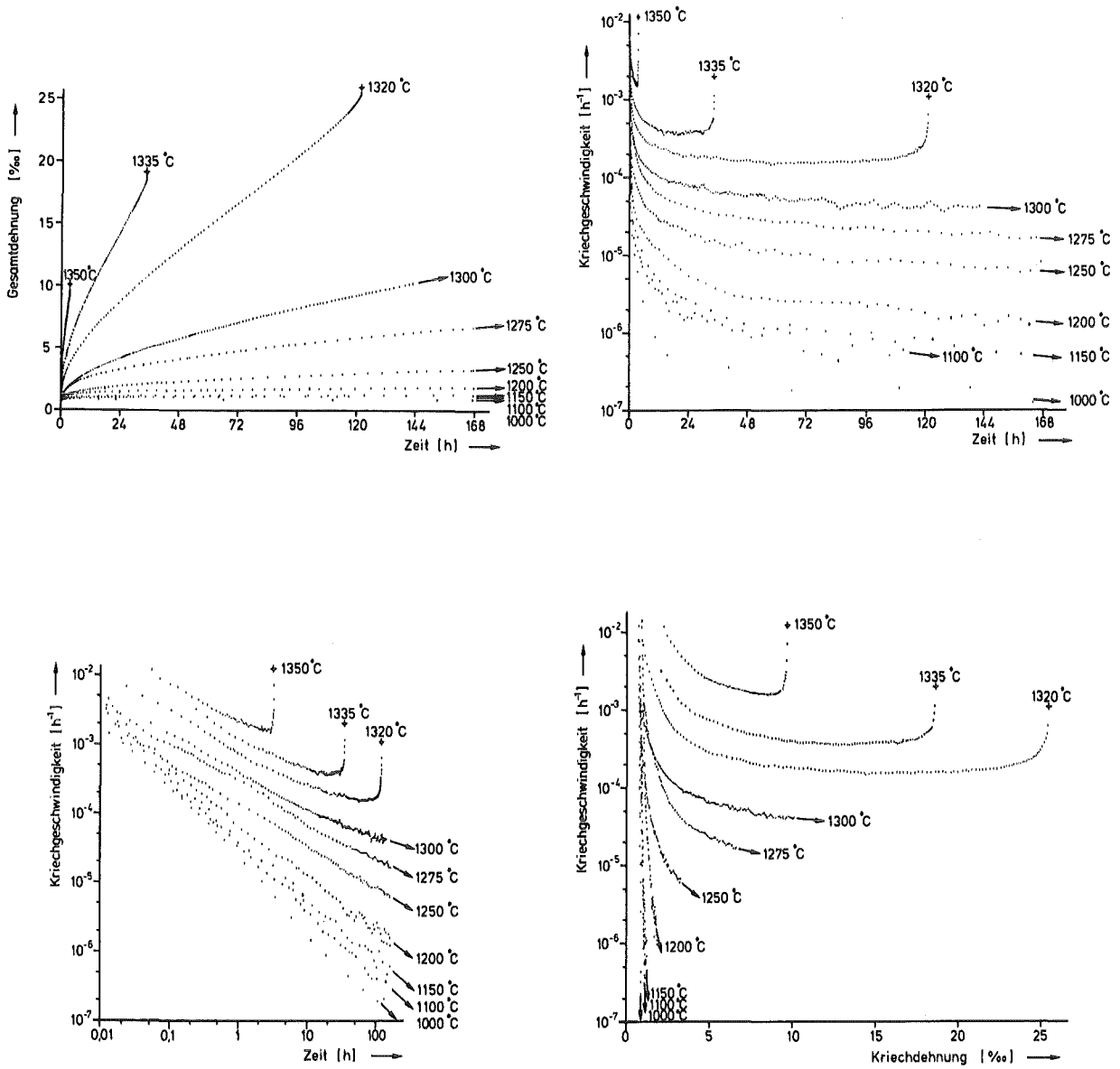


Abb. 5.6.: Temperaturabhängigkeit der Kriechkinetik des Materials SRBSN(Y,Al,Mg) bei  $\sigma_n = 160$  MPa.

Diese liegen, wie auch schon beim Oxidationsverhalten gezeigt, beim HPSN(Y) bei  $\sim 1460^{\circ}\text{C}$ , beim SSN(Y,Al,Ti) bei  $\sim 1240^{\circ}\text{C}$  und beim SRBSN(Y,Al,Mg) etwa bei  $\sim 1310^{\circ}\text{C}$ ; bei genau diesen Temperaturen verschlechtern sich auch die Kriecheigenschaften dieser Materialien stark. Es kann somit ein direkter Bezug zwischen der chemischen Zusammensetzung der Korngrenzenphase und einem ab diesen bestimmten Temperaturen drastisch verschlechtertem Oxidations- wie auch Kriechverhalten hergestellt werden.

Zwischen den tiefen Temperaturen bei denen ein logarithmisches Kriechgesetz ( $c = 1$ ) auftritt und dieser zusammensetzungsspezifischen, so benannten "Übergangstemperatur" sinkt der  $c$ -Wert kontinuierlich von 1 auf 0,5 (vgl. Abb. 5.7.). Die Kriechkurven wurden hierbei mittels eines Rechenprogramms /188/ gemäß folgender Beziehung analysiert:

$$\epsilon = \epsilon_0 + \beta \left(\frac{t}{t_0}\right)^m + \dot{\epsilon}_s \cdot t \quad (5.9.)$$

Erst ab Erreichen der Übergangstemperaturbereiche konnten hierbei nennenswerte stationäre Kriechgeschwindigkeitsanteile ausgewiesen werden; nur dann trat lastabhängig ein Kriechbruch der Probe auf. Ermittelt man aus den so berechneten stationären Kriechgeschwindigkeiten ein Temperaturinkrement, so ergibt sich ein sehr hoher Wert von ungefähr  $1225 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ . Bei tieferen Temperaturen ergab sich lediglich, wie beschrieben, eine Änderung des  $m$ -Wertes, der direkt mit dem  $c$ -Wert aus Gl. 5.5. verbunden ist:

$$c = 1 - m \quad (5.10.)$$

Prinzipiell weisen also alle hier untersuchten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffe eine ähnliche Zeit- und Temperaturabhängigkeit des Kriechens auf (vgl. Abb. 5.8.).

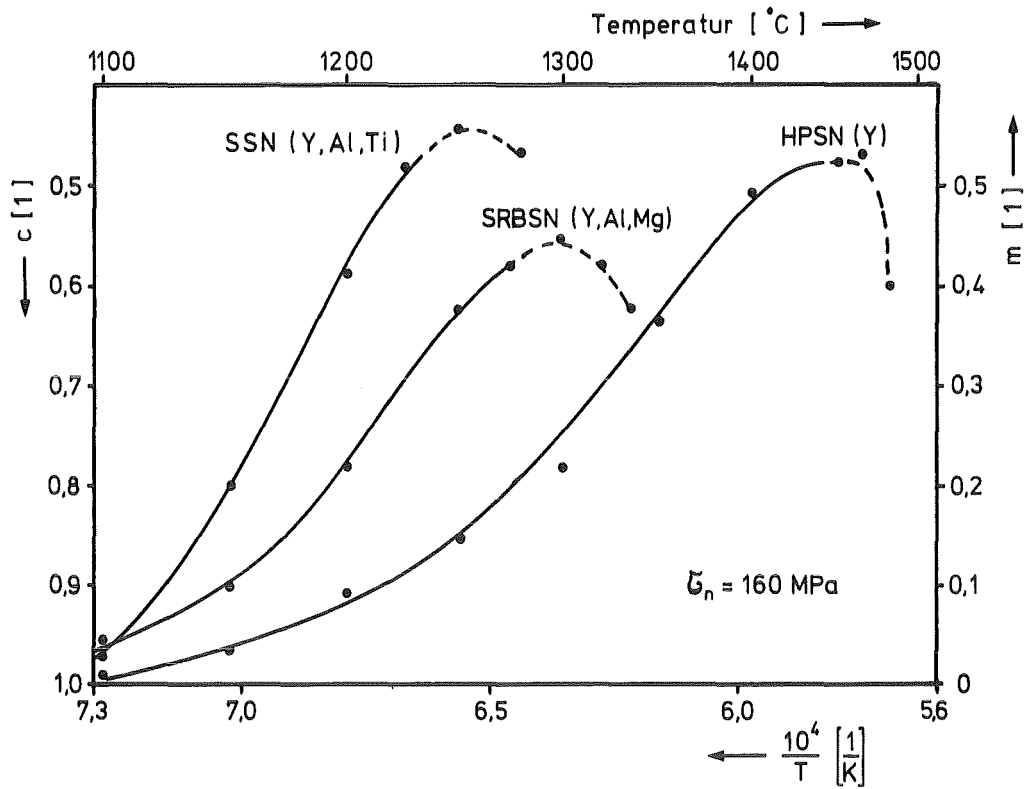


Abb. 5.7.: Änderung des  $c$ -Wertes über der Temperatur bei den hier untersuchten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis.

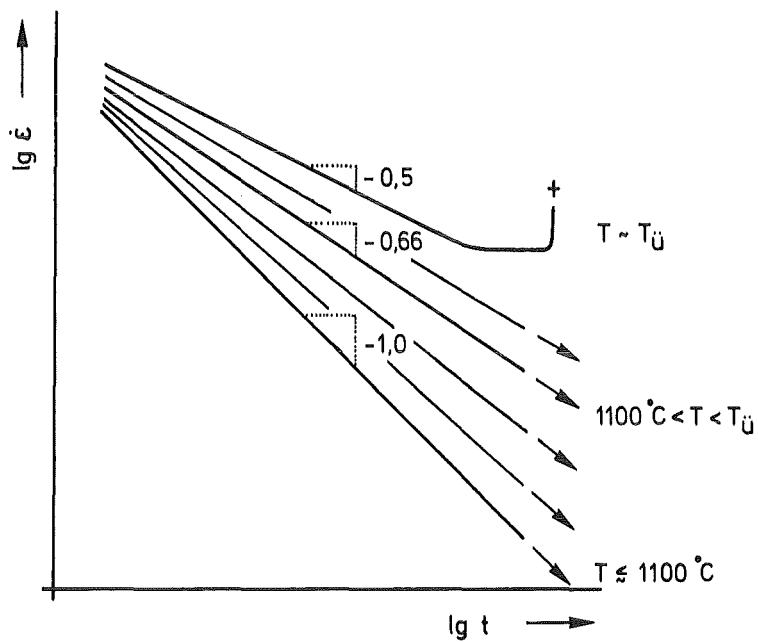


Abb. 5.8.: Prinzipieller Zusammenhang zwischen Kriechkinetik und Temperatur bei  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien mit hohem Korngrenzenphasenanteil.

### 5.2.2. Spannungsabhängigkeit des Kriechens

-----

In Abb. 5.9. ist die Spannungsabhängigkeit im Temperaturbereich des logarithmischen Kriechens am Beispiel des SRBSN(Y,Al,Mg) dargestellt. Eine doch recht deutliche Variation der Nennspannung zwischen 70 und 200 MPa ändert den  $c$ -Wert nach Gl. 5.5., der in der doppellogarithmischen Darstellung  $\lg \dot{\epsilon}$  vs  $\lg t$  die Steigung charakterisiert, praktisch nicht. Es verschieben sich lediglich die Kriechgeschwindigkeiten ein wenig zu höheren bzw. niedrigeren Werten.

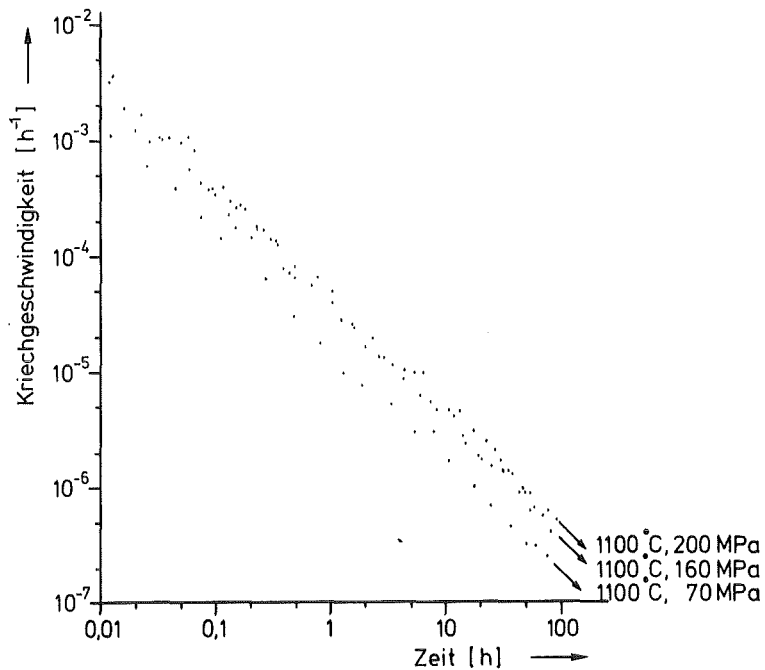


Abb. 5.9.: Spannungsabhängigkeit des Kriechens im Falle des logarithmischen Kriechens am Beispiel des SRBSN(Y,Al,Mg).

Auch bei mittleren Temperaturen, also  $c$ -Werten zwischen 0,5 und 1, ist das gleiche Verhalten festzustellen. Die Nennspannungsunabhängigkeit des  $c$ -Wertes bei mittleren Temperaturen zeigt Abb. 5.10. am Beispiel des HPSN(Y).

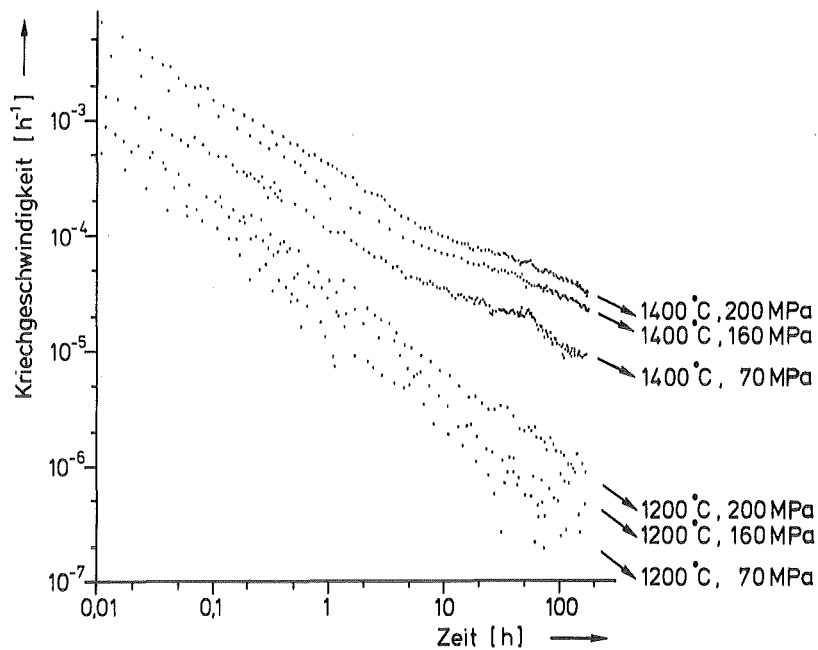


Abb. 5.10.: Spannungsabhängigkeit des Kriechens bei mittleren Temperaturen ( $0,5 < c < 1$ ) am Beispiel des HPSN(Y).

Selbst oberhalb der materialspezifischen Übergangstemperatur ändert eine Variation der Nennspannung den  $c$ -Wert nicht; dort hat aber die Nennspannung einen sehr starken Einfluß auf die sich ausbildenden stationären Kriechgeschwindigkeiten und damit natürlich auch auf die Lebensdauern der getesteten Proben (Abb. 5.11.).

Zur Auswertung der gemessenen Spannungsabhängigkeiten wurden bei Versuchsbedingungen, bei denen zeitweise stationäre Zustände erreicht wurden, die stationären Kriechgeschwindigkeitsanteile mittels am Institut vorhandener Computerprogramme /188/ berechnet. Durch eine Auswertung mit dem Norton'schen Kriechansatz

$$\dot{\epsilon}_s = A \cdot \sigma^n \quad (5.1.)$$

ergab sich z.B. für die in Abb. 5.11. gezeigten 1320°C-Kurven ein Spannungsexponent von  $n \sim 5$ . Der gleiche  $n$ -Wert ergab sich bei scharfen Testbedingungen auch für ein Silizium-infiltriertes Siliziumkarbidmaterial (SiSiC) /188/. Dieses extrem nichtlineare Werkstoffverhalten

wird hier wie dort Gefügeschädigungen, hier speziell der festgestellten Kriechporosität, zugeschrieben (vgl. Kap. 6). Auch am Beispiel des  $\text{Al}_2\text{O}_3$  wurde für das sogenannte "elastische Kriechen", dem die Bildung und das Wachstum von Poren zu Grunde liegt, ein Spannungsexponent von  $n > 3$  ermittelt /209,210/.

Bei mittleren und tiefen Temperaturen, wo keine messbaren stationären Kriechanteile auftreten, kann auch nicht mit dem Nortonansatz ein Spannungsexponent  $n$  ermittelt werden. Wird dieser Ansatz dennoch verwendet, indem man die nahezu konstanten Kriechgeschwindigkeiten nach sehr langen Zeiten (z.B. 100 h) als stationäre Geschwindigkeiten einsetzt, so ergeben sich  $n$ -Werte zwischen 1 und 2. Für die in Abb. 5.11. gezeigten  $1250^\circ\text{C}$ -Kurven errechnet sich somit ein Spannungsexponent von  $n \approx 1,5$ .

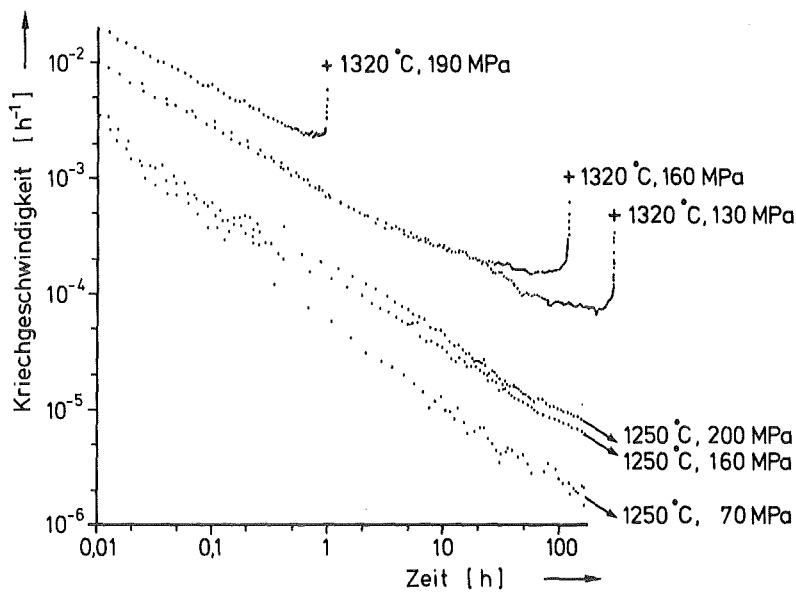


Abb. 5.11.: Spannungsabhängigkeit des Kriechens oberhalb und unterhalb der Übergangstemperatur am Beispiel des SRBSN(Y,Al,Mg).

Werte dieser Größenordnung findet man des öfteren in der Literatur; man muß sich jedoch fragen, inwiefern diese wirklich unter stationären Bedingungen bestimmt wurden. Gerade bei so niedrigen  $n$ -Werten kann die Spannungsabhängigkeit der gemessenen Kriechgeschwindigkeiten mit gleicher Berechtigung auch mit einem Exponentialansatz der Form

$$\dot{\epsilon} \sim (e^{k_1 \cdot \sigma_{n-1}}) \quad (5.11.)$$

anstelle des Norton'schen Ansatzes beschrieben werden (vgl. Abb. 5.12.); dieser Ansatz führt in der Abb. 5.12. zu Geraden, wohingegen der Norton Ansatz leicht gekrümmte Kurven ergibt.

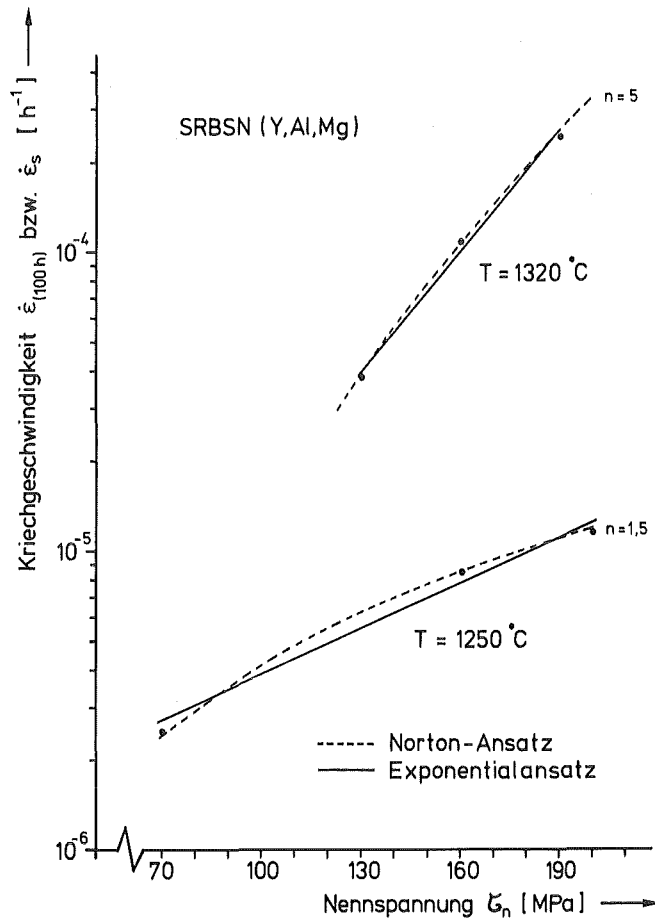


Abb. 5.12.: Auswertung der Spannungsabhängigkeiten der Kriechversuche aus Abb. 5.11. zum einen mittels des Norton Ansatzes, zum anderen mittels eines Exponentialansatzes.

Der Term -1 hinter der e-Funktion muß hinzugefügt werden, da bei einer Nennspannung  $\sigma_n = 0$  (die e-Funktion hätte dann den Wert 1) die Kriechgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}$  null werden muß; bei den hier durchgeführten Versuchen muß der Exponentialterm immer wesentlich größer als 1 sein, so daß ein Weglassen des Terms -1 bei der graphischen Annäherung der Meßwerte (Abb. 5.12.) nicht ins Gewicht fällt.

Da aus experimentellen Gründen die Nennspannung nicht über deutlich größere Bereiche variiert werden kann, sollten sowohl Norton- als auch Exponentialansatz zunächst einmal gleichberechtigt nebeneinander stehen bleiben. Gleich welcher der beiden Ansätze zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit verwendet wird, bleibt festzuhalten, daß bei allen hier untersuchten Materialien, die Spannungsabhängigkeit gekennzeichnet durch  $n$ - oder  $k_1$ -Werte oberhalb der Übergangstemperatur, wo Poren- und Ribbildung auftritt, deutlich größer ist als darunter; diese Übergangstemperatur ist direkt mit der Zusammensetzung der Korngrenzenphase korrelierbar.

Natürlich können die hier untersuchten Materialien mit einer Korngrenzenphase auf  $Y_2O_3$ -Basis auch unterhalb der jeweiligen Übergangstemperatur brechen; hierzu sind jedoch wesentlich höhere Belastungen erforderlich, als bei reinen Kriechversuchen üblich. Diese Bruchvorgänge sind aber ganz anderer Natur, als der Kriechbruch oberhalb der Übergangstemperatur, dessen Ursprung eine ausgeprägte Poren- und Ribkeimbildung in der gesamten intergranularen Phase ist (vgl. 6.2.). Am Beispiel des HPSN(Y) wurde bei  $1300^{\circ}C$  in Luft bei relativ hohen Spannungen an nicht vorgeschädigten Proben ein Zeitstandverhalten gemessen, das durch einen  $n_{SCG}$ -Wert für das langsame Ribwachstum von etwa 30 gekennzeichnet ist (vgl. Abb. 5.13.). Von der Probengeometrie her sind die so gebrochenen Proben eher typischen Raumtemperaturfestigkeitsbrüchen vergleichbar, als typischen Kriechbrüchen. Aus diesem Grunde wurde eine Probe bis kurz vor das Erreichen der Zeitstandgerade gekrochen (in Abb. 5.13. durch ein Kreuz dargestellt), dann unter Last abgekühlt und aus der Zugseite der Biegeprobe eine TEM-Probe herauspräpariert. Im Transmissionselektronenmikroskop war bei dieser Probe keine Kriechporosität und auch keine Ausbildung von Mikrorissen sichtbar. Es muß also davon ausgegangen werden, daß hier an einem kritischen Fehler die Spannungsintensität so groß war, daß die Probe nach einiger Zeit und damit einiger Kriechverformung, ähnlich den Kurzzeit-Festigkeitsproben, an einem vorhandenen kritischen Gefügefehler bricht. Bei einem typischen Kriechbruch im Übergangstemperaturbereich entwickelten sich dagegen in der intergranularen Korngrenzenphase an der Zugseite der Probe etwa 20 bis 30 Mikrorisse, von denen wiederum einer schließlich kritisch wird und zum Bruch der Probe führt.



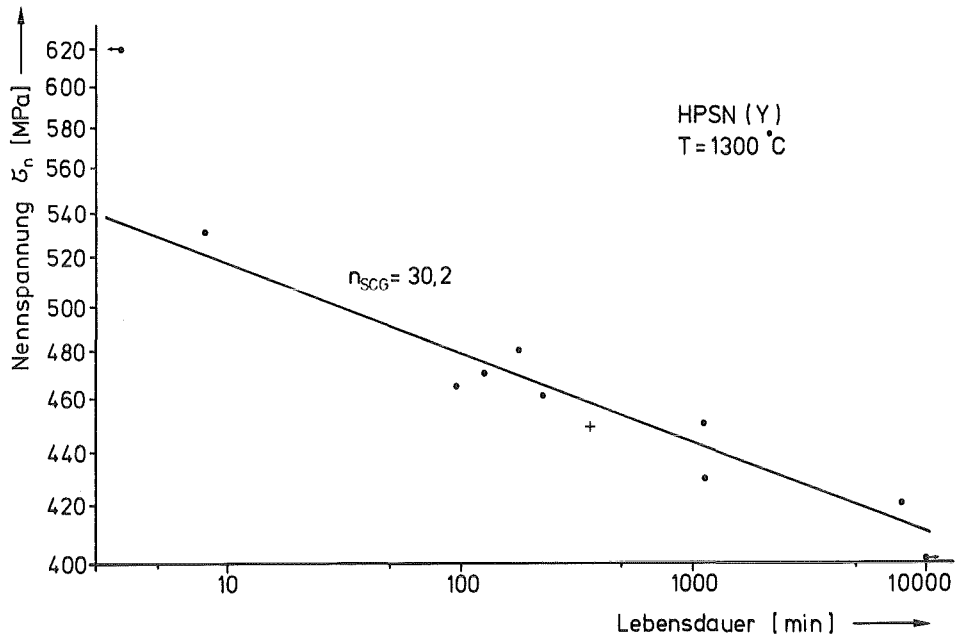


Abb. 5.13.: Zeitstandverhalten des Materials HPSN(Y) bei 1300°C an Luft.

### 5.2.3. Einfluß von Glühbehandlungen

In der Literatur wurde wiederholt berichtet, daß eine gezielte Glühbehandlung das mechanische Hochtemperaturverhalten einzelner  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Qualitäten deutlich verbessern kann. Es bleibt festzustellen, welche Phänomene hierbei auftreten und welche Veränderungen in der Mikrostruktur dieser Materialien eine Verbesserung oder Verschlechterung der Eigenschaften bewirken können.

Hierzu wurden die Materialien SSN(Y,Al,Ti) und SRBSN(Y,Al,Mg) verschiedenen Glühbehandlungen unterworfen und anschließend ein Kriechversuch im jeweiligen Übergangstemperaturbereich, wo eine Verbesserung am besten erkennbar ist, durchgeführt; die Abb. 5.14. und 5.15. zeigen die Ergebnisse.

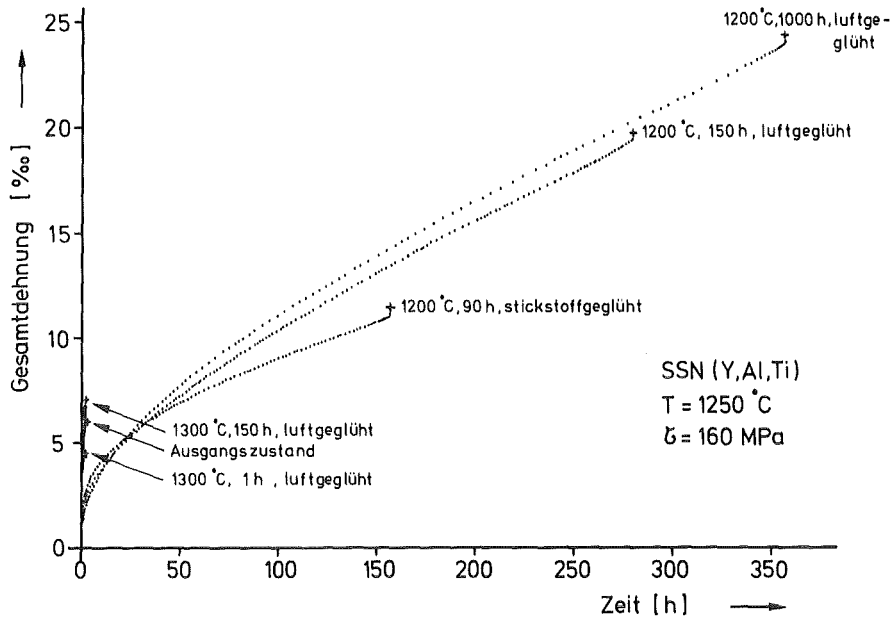


Abb. 5.14.: Einfluß von verschiedenen Glühbehandlungen auf das Kriechverhalten des Materials SSN(Y,Al,Ti).

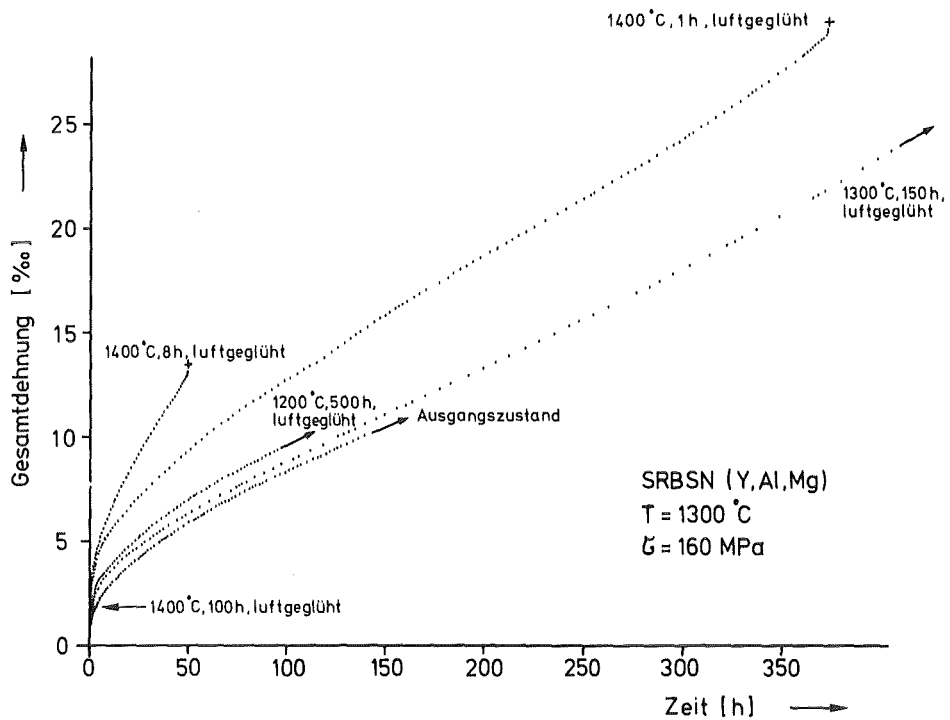


Abb. 5.15.: Einfluß von verschiedenen Glühbehandlungen auf das Kriechverhalten des Materials SRBSN(Y,Al,Mg).

Während das Material SSN(Y,Al,Ti) durch langzeitige Glühbehandlungen unterhalb der Übergangstemperatur eine deutliche Verbesserung erfährt, ändert eine Glühbehandlung unterhalb der Übergangstemperatur beim SRBSN(Y,Al,Mg) nichts an den Eigenschaften. Dieses Verhalten ist relativ leicht zu erklären; wie gesehen (vgl. 3.3.), liegt beim SSN(Y,Al,Ti) die ganze Korngrenzenphase (auch die Tripelpunktsbereiche) im Anlieferungszustand in amorpher Form vor. Die langzeitige Glühbehandlung unterhalb der Übergangstemperatur führt zu einer Auskristallisation der Tripelpunktsbereiche; dadurch wird das amorphe Korngrenzenphasenvolumen auf die 10-50 Å dünnen Korngrenzenglasfilme reduziert, was natürlich eine Verbesserung der Kriecheigenschaften bewirkt. Beim SRBSN(Y,Al,Mg) kann eine Glühbehandlung unterhalb des Übergangstemperaturbereiches keine Verbesserung der Materialeigenschaften bewirken, da schon im Anlieferungszustand alle Tripelpunktsbereiche in kristalliner Form vorlagen (vgl. 3.3.); die 10-50 Å dünnen Korngrenzenglasfilme können jedoch offenbar nicht durch eine Glühbehandlung auskristallisiert werden.

Glühbehandlungen oberhalb der jeweiligen Übergangstemperatur haben bei beiden Materialien eine drastische Verschlechterung der Kriecheigenschaften zur Folge. Diese Verschlechterung wird nicht durch eine Oberflächenschädigung (z.B. Pitbildung) verursacht, da sie auch zu Tage tritt, wenn die Oxidschicht nach der Glühbehandlung abgeschliffen und die Oberfläche erneut 1 µm-feinpoliert wurde. Trotz intensiver Untersuchungen am TEM konnten keine, auf den ersten Blick sichtbaren, Veränderungen der Mikrostruktur (z.B. Ausbildung von Rissen, Kornvergrößerungen o.ä.) festgestellt werden; durch den Vergleich vieler Übersichtsaufnahmen im Anlieferungszustand und im übergelühten Zustand der Proben ist zu vermuten, daß viele der hexagonalen Kornecken im übergelühten Zustand deutlich abgerundet sind. Es liegt daher die Vermutung nahe, daß bei für diese Materialien hohen Temperaturen (1400°C) Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgänge zwischen Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Körnern und Korngrenzenphase in merklichem Ausmaß abgelaufen sind. Daß diese Abrundung der Kornecken allerdings die alleinige Ursache für die beobachtete drastische Verschlechterung der Kriecheigenschaften ist wird für unwahrscheinlich gehalten; es wird vielmehr vermutet, daß, die aus starken Glühungen

folgende Aufnahme weiteren Siliziumnitrids in die Korngrenzenphase, die ja eine andere Dichte hat, zur Ausbildung deutlicher innerer Spannungen führt. Wird durch den Kriechversuch dann noch eine äußere Last aufgegeben, so könnten größere Risse initiiert werden, die durch starke Spannungsintensitätsfaktoren nach den Gesetzen der klassischen Bruchmechanik sehr schnell zum Bruch führen würden. Dieser Bruchvorgang hat dann nichts gemein mit dem in Kapitel 6 beschriebenen Kriechbruch, der durch Porenbildung, Porenwachstum, Zusammenschluß dieser zu Mikrorissen und deren Wachstum, nach verhältnismäßig langer Zeit auftritt.

### 5.3. Diskussion

#### 5.3.1. Einfluß der Korngrenzenphasenzusammensetzung auf das Kriechverhalten

Prinzipiell weisen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien mit hohen Korngrenzenphasenanteilen auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis die gleiche, in Abb. 5.8. schematisch dargestellte Temperaturabhängigkeit der Kriechkinetik auf. Die Diskussion soll hier auf Y-haltige Materialien beschränkt werden, da die sich ausbildenden Mg-Konzentrationsgradienten bei MgO-heißgepresstem  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , die Kriechverformung stark beeinflussen.

Bei tiefen Temperaturen ergibt sich eine rein logarithmische Kriechkinetik ( $c = 1$ ), über mittlere Temperaturen bis hin zu korngrenzenphasenspezifischen Übergangstemperatur sinkt der  $c$ -Wert nach Gl. 5.5. von 1 auf 0,5 und bei Erreichen des Übergangstemperaturbereiches stellt sich, nach anfänglichem Kriechen nach Gl. 5.5. mit einem  $c$ -Wert von  $\sim 0,5$  lastabhängig eine scheinbar stationäre Kriechgeschwindigkeit und der Kriechbruch der Probe ein. Oberhalb und unterhalb der korngrenzenphasenspezifischen Übergangstemperatur liegt, wie in 5.2.2. beschrieben, eine unterschiedliche Spannungsabhängigkeit vor; nach dem Norton Ansatz ergibt sich oberhalb  $T_{\text{Ü}}$  aus den scheinbar stationären Kriechgeschwindigkeiten ein  $n$ -Wert von ungefähr 5, unterhalb  $T_{\text{Ü}}$  ein  $n$ -Wert zwischen 1 und 2.

Transmissionselektronenmikroskopische Nachuntersuchungen der gekrochenen, unter Last abgekühlten Proben ergaben, daß erst ab dem Auftreten von  $c$ -Werten von etwa 0,5 ( $\sim T_{\text{Ü}}$ ) und dem damit verbundenen lastabhängig früheren oder späteren Auftreten von scheinbar stationären Kriechgeschwindigkeiten, eine Porenbildung in der intergranularen Korngrenzphase einsetzt (vgl. Kap. 6). Diese Poren weiten sich mit zunehmender Kriechdehnung zu Mikrorissen aus, von denen schließlich einer kritisch wird und zum Kriechbruch der Probe führt. Bei größeren  $c$ -Werten, also mittleren und tieferen Temperaturen, konnten trotz großer Kriechdehnungen keine Poren oder crack-like cavities in der Korngrenzphase festgestellt werden. Es liegt daher die Vermutung nahe, daß die lastabhängig recht unterschiedlich stark ausgeprägten Bereiche scheinbar stationärer Kriechgeschwindigkeit nicht durch einen bestimmten Verformungsmechanismus zustande kommen, sondern durch eine Überlagerung der Kriechkinetik mit einem  $c$ -Wert von 0,5 einerseits und der dehnungserzeugenden Porenvolumenzunahme andererseits entstehen.

Wie TEM-Nachuntersuchungen gezeigt haben (Kap. 6), entstehen die im Übergangstemperaturbereich auftretenden Poren und Mikrorisse meistens an Stellen großer Verformungsbehinderung (z.B. querliegenden Riesenkörnern) und senkrecht zur anliegenden Zugspannung. Die Bildung der Kriechporosität kommt wahrscheinlich durch das Zusammenwirken mehrerer Mechanismen zu Stande. Zum einen sinkt im Übergangstemperaturbereich die Viskosität der Korngrenzphasen drastisch ab, wodurch das Gleiten der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körner auf dem Korngrenzenfilm deutlich erleichtert wird. An solchen Stellen, wo die Verformung behindert ist, werden sich dann schneller größere Spannungskonzentrationen aufbauen. Zum anderen erhöhen sich bei diesen Temperaturen auch die Diffusionskoeffizienten stark, wodurch die spannungsgerichtete Leerstellendiffusion hin zu solchen verformungsbehinderten Stellen wesentlich erhöht wird. Nimmt man weiter an, daß die Oberflächenenergie  $\gamma$  sich bei diesen Temperaturen in die gleiche Richtung bewegt, wie die Viskosität  $\eta$ , so wird der durch Leerstellenkondensation wachstumsfähige Porenradius  $r$  nochmals abgesenkt. Für das Wachstum einer Pore ist nämlich die Einwirkung einer äußeren Zugspannung  $\sigma_z > \sigma_p$  notwendig, wobei  $\sigma_p = 2\gamma/r$  einer Druckspannung entspricht, der eine kugelförmige Pore unterworfen ist.

Nur der, bei Überschreiten der Übergangstemperatur vollzogene, starke physikalische Wandel der Korngrenzenphase ermöglicht durch das Zusammenwirken der oben beschriebenen Mechanismen die Ausbildung von Kriechporosität und damit die Einleitung des Kriechbruchs. Diese Temperaturen, bei denen sich die Kriecheigenschaften deutlich verschlechtern, liegen beim HPSN(Y) etwa bei  $\sim 1460^{\circ}\text{C}$ , beim SSN(Y,Al,Ti) bei  $\sim 1240^{\circ}\text{C}$  und beim SRBSN(Y,Al,Mg) etwa bei  $\sim 1310^{\circ}\text{C}$ . Es sind dies die gleichen Temperaturen, bei denen auch das Oxidationsverhalten sich deutlich ändert (vgl. Abb. 4.14. und 4.22.). Vergleicht man die STEM-Analysen der Korngrenzenphasen (Abschnitt 3.3.3.2.) mit den für die entsprechenden Materialien gültigen Flüssigphasenbildungsmöglichkeiten (Abschnitt 2.2.3.2. bzw. 2.2.3.6.), so stellt man eine direkte Korrelation zwischen der Korngrenzenphasenzusammensetzung einerseits und den Oxidations- sowie Kriecheigenschaften andererseits fest.

5.3.2. Ein Verformungsmodell unter Berücksichtigung von  
Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgängen

Treten unterhalb der Übergangstemperatur, wie in 5.3.1. beschrieben, keine Kriechporen oder -risse in Erscheinung, sondern sind diese lediglich für die Ausbildung scheinbar stationärer Kriechgeschwindigkeiten verantwortlich, so stellt sich die Frage, warum sich die  $c$ -Werte nach Gl. 5.5. zwischen tiefen Temperaturen ( $\sim 1100^{\circ}\text{C}$ ) und der material-spezifischen Übergangstemperatur von 1 auf 0,5 absenken. Zur Erklärung der temperaturabhängigen Änderung der Kriechkinetik, sowie der Spannungsabhängigkeit in diesem Bereich wird ein Verformungsmodell unter Berücksichtigung von Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgängen vorgeschlagen. Daß solche Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgänge zwischen  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  und einem Magnesiumsilikatglas, drucklos schon bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen ( $1300^{\circ}\text{C}$ ) stattfinden können, wurde in /211/ gezeigt; für die Aktivierungsenergie, der dort für geschwindigkeitsbestimmend gehaltenen Auflösung des  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  in der Glasphase, wurden  $621 \pm 40 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$  ermittelt.

Kann ein solcher Mechanismus bei diesen Temperaturen bereits drucklos ablaufen, so gewinnt er stark an Bedeutung, wenn starke Spannungsgradienten vorhanden sind; als Beispiel könnte man sich zwei verhakte Körner, die lokal unter Druckspannung stehen, in der Zugfaser einer Biegeprobe vorstellen.

Als Grundverformungseinheit wird zunächst die relative Bewegung harter, vorerst plastisch nicht deformierbarer  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körner zueinander in einer weicheren Korngrenzenphase angesehen. Diese Annahme führt zunächst ähnlich dem Orowan-Modell /197/ zum rein logarithmischen Kriechen, wie dies hier bei tiefen Temperaturen aufgetreten ist. Die Änderung der aktivierten Bewegungsmöglichkeiten  $d n_b$  in einem Zeitraum  $dt$  soll nach einer e-Funktion proportional der Dehnung abnehmen.

$$\frac{d n_b}{dt} = a_1 \cdot e^{-\epsilon}; \quad a_1 = \text{const.} \quad (5.12.)$$

Die Absenkung der Bewegungsmöglichkeiten wird im Orowan-Modell in der Abnahme, der durch thermische Spannungsschwankungen aktivierbaren Bewegungsmöglichkeiten, gesehen. Man kann dies allerdings auch so betrachten, daß von anfänglich durch die Lastaufgabe allein in der Korngrenzenphase bewegten Körner immer mehr, nach Gesetzen der Statistik, durch eine gegenseitige Blockierung oder Verhakung zum Stillstand kommen. Eine jede Bewegungsmöglichkeit soll hierbei einen mittleren, konstanten Dehnungsbeitrag  $\delta$  liefern.

$$\frac{d n_b}{dt} \cdot \delta \sim \frac{d\epsilon}{dt} = a_2 \cdot e^{-\epsilon} \quad (5.13.)$$

$$\int_0^{\epsilon} e^{\epsilon} d\epsilon = a_2 \cdot \int_0^t dt \quad (5.14.)$$

$$e^{\epsilon} = a_2 \cdot t \quad (5.15.)$$

$$\epsilon = a_2 \cdot \ln t \quad (5.16.)$$

$$\frac{d\epsilon}{dt} = \dot{\epsilon} = a_2 \cdot \frac{1}{t} = a_2 \cdot t^{-1} \quad (5.17.)$$

$$\lg \dot{\epsilon} = \lg a_2 - 1 \cdot \lg t \quad (5.18.)$$

Das reine "strain-hardening"-Gesetz mit einer exponentiellen Abnahme der Bewegungsmöglichkeiten konstanten, mittleren Dehnungsbeitrags liefert somit ein rein logarithmisches Kriechen (die Geradensteigung bei doppelt-

logarithmischer Auftragung  $\lg \dot{\epsilon}$  vs  $\lg t$  beträgt -1).

Bei der Verformung des  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Gefüges ergibt sich ein solches "strain-hardening"-Gesetz bei etwa  $1100^\circ\text{C}$ , einer Temperatur also, bei der wahrscheinlich auch unter Druck noch keine Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgänge der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körner in die Korngrenzenphase ablaufen. Beim logarithmischen Kriechen laufen in diesem Gefüge nur Umlagerungsvorgänge (rearrangements) ab. Werden die Proben bei etwas höheren Temperaturen belastet, werden die Dehnungen, die beim logarithmischen Kriechen nach hunderten von Stunden erreicht werden, bereits in den ersten Minuten erreicht; d.h nahezu alle Verformungselemente des rearrangement-Vorgangs sind sehr schnell erschöpft, sodaß die weitere, geschwindigkeitsbestimmende Verformung durch einen anderen Mechanismus bewerkstelligt werden muß (dieser hat dann natürlich auch eine andere Kinetik).

Treten nun bei höheren Temperaturen, wie auf Grund der Korngrenzenphasenzusammensetzung festgestellt, niedrigviskose (amorphe) Korngrenzenfilme oder bei  $T_{\text{Ü}}$  gar lokale Flüssigphasenanteile auf, so herrschen in der sich unter Last verformenden Kriechprobe ähnliche Verhältnisse wie beim Flüssigphasensintern. Denn selbst an der Zugseite der Biegekriechprobe stehen durch die Verschachtelung der hexagonal gestreckten Körner ein Teil der Partikelkontaktstellen, wie beim Sintern, durch Verhakungen lokal unter Druckspannung. Körner, die nicht genau senkrecht zur wirkenden Zugspannung stehen, können nämlich durch Schubkräfte so in der Korngrenzenphase verschoben werden, daß sie an ein anderes querliegendes Korn anstoßen; die Kontaktstelle steht dann unter Druckspannung. An solchen Partikelkontaktstellen laufen nun analog dem Flüssigphasensintern Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgänge ab, die zwei an sich blockierten Körnern trotzdem erlauben durch Annäherung der Teilchenmittelpunkte Relativbewegungen zueinander zu vollführen und somit eventuell zu einer Remobilisierung anderer blockierter Verformungseinheiten führen zu können. Die Kinetik dieses Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgangs bestimmt dann die anlaufende Kriechverformung.

Solche druckinduzierten Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgänge setzen aber einen nicht hydrostatischen Spannungszustand in der viskosen Korngrenzenphase voraus. Normalerweise erwartet man jedoch in einem unter Last



stehenden kontinuierlichen Fluid einen hydrostatischen Spannungszustand; inwieweit allerdings fluidmechanische Zusammenhänge auf nur wenige Atomabstände (10-50 Å) dicke, viskose Korngrenzenfilme übertragen werden dürfen, ist fraglich. Da auch von Geologen von druckinduzierten Lösungsvorgängen von Mineralien im Erdinnern unter nichthydrostatischem Druck berichtet wird /216/, wird auch im hier vorliegenden  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Gefüge eine nicht hydrostatische Spannungsverteilung zwischen Partikelkontaktbereichen und daran angrenzenden Tripelpunktsbereichen der viskosen Korngrenzenphase für möglich gehalten.

Da in den betrachteten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien die Körner vollkommen in die amorphen Korngrenzenfilme eingebettet sind, kann die unter Druckspannung stehende Kontaktstelle zwischen 2 Körnern analog dem Kingery-Zweiteilchenmodell des Flüssigphasensinterns angesehen werden. Für prismatische  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körner ergeben sich zwei überwiegend vorkommende Kontaktmöglichkeiten: es können zwei Flächen in Kontakt stehen ( $A\sqrt{h}^0$  und  $V\sqrt{h}$ ) oder es können Ecken mit Flächen in Kontakt stehen ( $A\sqrt{h}^2$  und  $V\sqrt{h}^3$ ).

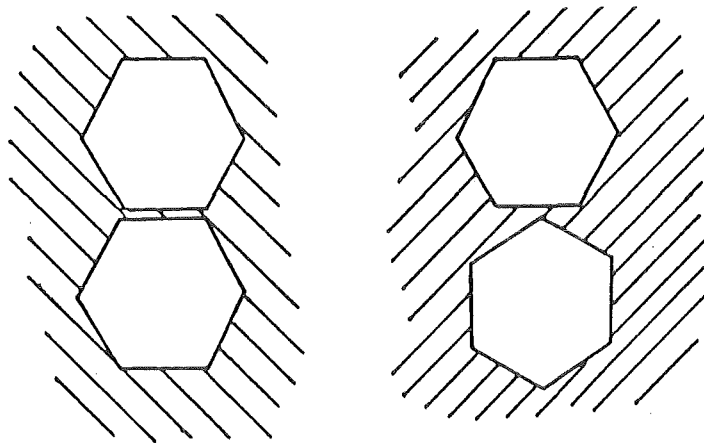


Abb. 5.16.: Hauptkontaktmöglichkeiten zwischen prismatischen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern.

Da im Realgefüge beides vorkommt, nimmt man als Mittelwert die Kontaktfläche  $A\sqrt{h}$  und das zu beseitigende Volumen  $V\sqrt{h}^2$ ; durch diese Näherung kann man die im  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Realgefüge vorkommenden Kontaktmöglichkeiten analog dem von Kingery /48/ erläuterten 2-Kugelteilchensintermodell behandeln.

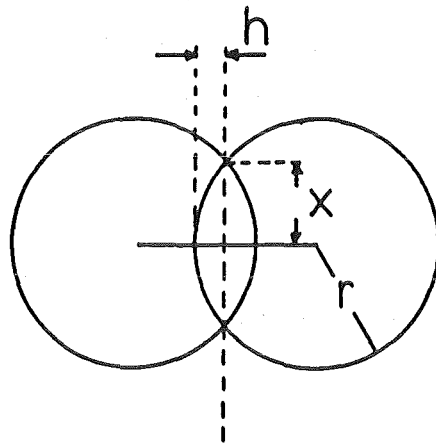


Abb. 5.17.: Annäherung kugelförmiger Teilchen durch Lösungsvorgänge an der Kontaktfläche.

Kingery hatte für das Flüssigphasensintern aus diesem 2-Teilchenmodell einen kinetischen Zusammenhang zwischen Schwindung  $\frac{\Delta L}{L_0}$  und Zeit  $t$  für verschiedene Geometrien und geschwindigkeitsbestimmende Vorgänge hergeleitet. Beim Kriechverformungsvorgang interessiert nun nicht wie beim Flüssigphasensintern die Schwindung, sondern die aus der Annäherung der Teilchen erwachsende Relativbewegung zwischen zwei Teilchen; dies ändert jedoch an der Kinetik nichts - die Schwindung ( $\frac{\Delta L}{L_0} \sim \frac{\Delta V}{V_0}$ ) entspricht direkt der Kriechverformung ( $\epsilon \sim \frac{\Delta V}{V_0}$ ).

Beim Flüssigphasensintern ist das Absinken der freien Oberfläche der Poren die treibende Kraft für die Verdichtung; beim Kriechen von  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Gefügen senken die lokal unter Druckspannung stehenden Partikelkontaktstellen durch Mittelpunktsannäherung und damit Kontaktflächenvergrößerung die Spannungsdifferenz  $\Delta\sigma$  zwischen Kontaktfläche und unbelasteter Fläche eines Kornes.

Der Beweglichkeitsunterschied oder die Aktivitätsdifferenz ist dann analog dem Kingerymodell:

$$\mu - \mu_0 = RT \cdot \ln \frac{a}{a_0} = \Delta\sigma \cdot V_0 \quad (5.19.)$$

oder: 
$$\ln \frac{a}{a_0} = \frac{k_{10} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT} \quad (5.20.)$$

$k_{10}$  ist hierbei eine Konstante, die die Differenz zwischen maximaler Kontaktflächenspannung  $\sigma_{\max}$  und Spannung in Tripelpunktsbereichen der viskosen Phase  $\sigma_{Tr}$  auf die aussen angelegte Nennspannung  $\sigma^*$  bezieht.

$$k_{10} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{Tr}}{\sigma^*} = \frac{\Delta\sigma}{\sigma^*} \quad (5.21.)$$

Die maximale Kontaktflächendruckspannung  $\sigma_{\max}$  und die Spannung in den Tripelpunktsbereichen der viskosen Phasen  $\sigma_{Tr}$  sind proportional der außen angelegten Nennspannung  $\sigma^*$ .

Formt man die Gl. 5.20. entsprechend um, so erhält man

$$\frac{a}{a_0} = e^{\frac{k_{10} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT}} \quad (5.22.)$$

$$a - a_0 = a_0 \cdot \left( e^{\frac{k_{10} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT}} - 1 \right) \quad (5.23.)$$

Es gibt nun zwei Teilvorgänge, die für die Annäherung der beiden Teilchenmittelpunkte geschwindigkeitsbestimmend werden können:

zum einen der Abtransport des gelösten Materials aus der Kontaktzone und zum anderen der Lösungsvorgang des Siliziumnitrids in der Korngrenzphase selbst.

Nehmen wir zunächst an, daß der geschwindigkeitsbestimmende Schritt für die Annäherung der beiden Teilchenmittelpunkte die Phasengrenzreaktion sei, die zur Lösung der  $Si_3N_4$ -Körner führt. In diesem Fall ist die Geschwindigkeit des Materialvolumentransports  $\frac{dV}{dt}$  direkt proportional der Kontaktfläche  $\pi x^2$  mal einer Geschwindigkeitskonstanten  $k_3$  für die Phasengrenzreaktion mal dem Anwachsen der Aktivität des Festpartikels  $(a-a_0)$ , verursacht durch den Kontaktdruck.

Somit ergibt sich

$$\frac{dV}{dt} = k_3 \cdot \pi x^2 \cdot (a - a_0) \quad (5.24.)$$

$$\text{mit } h = \frac{x^2}{2r} \quad (5.25.)$$

$$\frac{dV}{dt} = 2\pi \cdot k_3 \cdot r \cdot h \cdot (a - a_0) \quad (5.26.)$$

$$\frac{dV}{dt} = 2\pi \cdot k_3 \cdot r \cdot h \cdot (a - a_0) = 2\pi \cdot k_3 \cdot r \cdot h \cdot a_0 \cdot e^{\frac{k_{10} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT} - 1} \quad (5.27.)$$

$$\text{mit } dV = \pi x^2 \cdot dh \quad (5.28.)$$

und 5.25. und 5.27. folgt weiter

$$\frac{2\pi \cdot r \cdot h \cdot dh}{dt} = 2\pi \cdot k_3 \cdot r \cdot h \cdot a_0 \cdot e^{\frac{k_{10} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT} - 1} \quad (5.29.)$$

Die e-Funktion läßt sich gemäß Gl. 5.30. zu einer Potenzreihe umformen

$$e^x = 1 + \frac{x}{1!} + \frac{x^2}{2!} + \frac{x^3}{3!} + \dots + \frac{x^n}{n!} + \dots \quad (5.30.)$$

entsprechend ergibt sich hier

$$e^{\frac{k_{10} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT}} = 1 + \frac{k_{10} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT \cdot 1!} + \dots \quad (5.31.)$$

eingesetzt in 5.29. folgt:

$$\frac{2\pi \cdot r \cdot h \cdot dh}{dt} = 2\pi \cdot k_3 \cdot r \cdot h \cdot a_0 \cdot \frac{k_{10} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT} + 1 - 1 \quad (5.32.)$$

$$dh = k_3 \cdot a_0 \cdot \frac{k_{10} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT} dt \quad (5.33.)$$

Die Druckspannungserhöhung  $\Delta\sigma$  der Kontaktfläche ist aber umgekehrt proportional zu dem Verhältnis Partikelkontaktfläche zu projektierter Partikelfläche

$$\Delta\sigma = k_4 \cdot \frac{\pi r^2}{\pi x^2} = k_4 \cdot \frac{\pi r^2}{2\pi \cdot r \cdot h} = k_4 \cdot \frac{r}{2} \cdot \frac{1}{h} \quad (5.34.)$$

mit 5.19., 5.20. und  $\Delta\sigma = k_{10} \cdot \sigma^*$

$$\text{ist also } \sigma^* = \frac{k_4}{k_{10}} \cdot \frac{r}{2} \cdot \frac{1}{h} \quad (5.35.)$$

oder 
$$\sigma^* = \frac{k_6}{k_{10} \cdot h} ; k_6 = \frac{k_4 \cdot r}{2} \quad (5.36.)$$

eingesetzt in Gl. 5.33. ergibt sich

$$h \cdot dh = \frac{k_3 \cdot a_0 \cdot k_6 \cdot V_0}{RT} \cdot dt \quad (5.37.)$$

$$\frac{1}{2} h^2 = \frac{k_3 \cdot a_0 \cdot k_6 \cdot V_0}{RT} \cdot t \quad (5.38.)$$

also 
$$h = \left( \frac{2 \cdot k_3 \cdot a_0 \cdot k_6 \cdot V_0}{RT} \right)^{\frac{1}{2}} \cdot t^{\frac{1}{2}} \quad (5.39.)$$

und da 
$$\frac{h}{r} = \frac{\Delta L}{L_0} \sim \epsilon \quad (5.40.)$$

$$\epsilon \sim \left( \frac{2 \cdot k_3 \cdot a_0 \cdot k_6 \cdot V_0}{RT} \right)^{\frac{1}{2}} \cdot r^{-1} \cdot t^{\frac{1}{2}} \quad (5.41.)$$

abgeleitet ist dann 
$$\dot{\epsilon} \sim t^{-\frac{1}{2}} \quad (5.42.)$$

Dies ist die sich bei Erreichen der Übergangstemperatur einstellende Kinetik mit einem c-Wert nach Gl. 5.5. von 0,5. Wie in Gl. 5.11. gezeigt, läßt sich die Spannungsabhängigkeit der Kriechgeschwindigkeit auch durch einen Exponentialansatz beschreiben. Auch diese Spannungsabhängigkeit läßt sich an Hand des hier vorgeschlagenen Modells zeigen:

Entspricht die Mittelpunktsannäherung h bezogen auf den Radius r der Teilchen einer Verformung  $\epsilon$  gemäß Gl. 5.43.

$$\frac{h}{r} \sim \epsilon \quad (5.43.)$$

so ist 
$$\frac{dh}{r} \sim d\epsilon \quad (5.44.)$$

und 
$$\frac{1}{r} \cdot \frac{dh}{dt} \sim \frac{d\epsilon}{dt} = \dot{\epsilon} \quad (5.45.)$$

ist dann mit Gl. 5.29.

$$\dot{\epsilon} \sim \frac{1}{r} \cdot \frac{dh}{dt} = \frac{1}{r} \cdot k_3 \cdot a_0 \cdot e^{\frac{k_{10} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT}} - 1 \quad (5.46.)$$

oder auch 
$$\dot{\epsilon} \sim (e^{k_1 \cdot \sigma^*} - 1) \quad (5.47.)$$

Hierin ist der e-Term  $> 1$ ; ist die Spannungsdifferenz  $\Delta\sigma = k_{10} \cdot \sigma^*$  zwischen Kontaktflächenbereichen und Tripelpunktsbereichen der viskosen Korngrenzenflächen gleich Null, so ergibt sich auch keine Teilchenmittelpunktsannäherung und damit auch keine Kriechgeschwindigkeit aus diesem Mechanismus. Graphisch dargestellt ergibt die Gl. 5.47. folgendes:

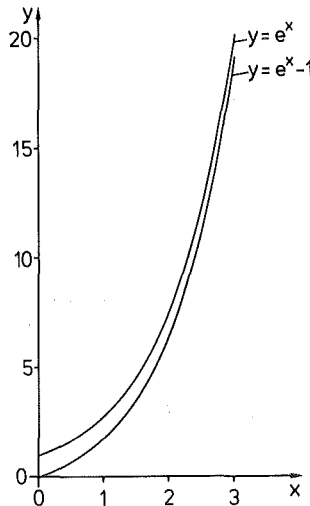


Abb. 5.18.: Schematische Darstellung der Gleichung 5.47.

Die in Gl. 5.11. empirisch aus Meßdaten für die Spannungsabhängigkeit aufgestellte Beziehung  $\dot{\epsilon} \sim (e^{k_1 \cdot \sigma^*} - 1)$  läßt den direkten Zusammenhang mit der sich aus der Modellvorstellung ergebenden Spannungsabhängigkeit (Gl. 5.47.) erkennen.

Wie schon vorne erwähnt, kann der geschwindigkeitsbestimmende Schritt für die Annäherung der beiden Teilchenmittelpunkte auch die Diffusion des gelösten Materials aus dem Kontaktbereich heraus sein. In diesem Fall muß die Volumenabnahme der spärlichen Partikel gleich dem Materialfluß aus der kreisrunden Kontaktzone heraus sein. Wenn der Diffusions-

fluß durch die Lösung für radialen Wärmefluß von einem geheizten Zentrum zu einer gekühlten Oberfläche eines zylindrischen Testkörpers angenähert wird, so ist der Diffusionsfluß pro Einheitsdicke von der Grenzfläche weg gegeben durch:

$$J = 4\pi \cdot D \cdot \Delta C \quad (5.48.)$$

Wenn die Dicke der Grenzfläche  $\delta$  ist, so ergibt sich

$$\frac{dV}{dt} = \delta \cdot J = 4\pi \cdot \delta \cdot D \cdot (C - C_0) \quad (5.49.)$$

Steht die Kontaktfläche unter Druckspannung, so erhöht sich das chemische Potential gemäß

$$\mu - \mu_0 = RT \cdot \ln \frac{C}{C_0} = \Delta \sigma \cdot V_0 \quad (5.50.)$$

Wird die Spannungsdifferenz zwischen Kontaktfläche und Außenbereich auf die angelegte Nennspannung bezogen

$$\Delta \sigma = k_{50} \cdot \sigma^* \quad (5.51.)$$

so ergibt sich

$$C - C_0 = C_0 \cdot \left( e^{\frac{k_{50} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT}} - 1 \right) \quad (5.52.)$$

Setzt man dies in Gl. 5.49. ein, so wird

$$\frac{dV}{dt} = 4\pi \cdot \delta \cdot D \cdot C_0 \cdot \left( e^{\frac{k_{50} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT}} - 1 \right) \quad (5.53.)$$

$$\text{setzt man } dV = \pi x^2 \cdot dh \quad (5.28.)$$

$$\text{und } h = \frac{x^2}{2r} \quad (5.25.)$$

in Gl. 5.53. ein, so ergibt sich

$$\frac{2\pi \cdot r \cdot h \cdot dh}{dt} = 4\pi \cdot \delta \cdot D \cdot C_0 \cdot \left( e^{\frac{k_{50} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT}} - 1 \right) \quad (5.54.)$$

Entwickelt man die e-Funktion analog Gl. 5.30. zu einer Potenzreihe, so verkürzt sich die Gl. 5.54. auf

$$\frac{2\pi \cdot r \cdot h \cdot dh}{dt} = 4\pi \cdot \delta \cdot D \cdot C_0 \cdot \frac{k_{50} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT} + 1 - 1 \quad (5.55.)$$

$$h \cdot dh = 2 \cdot \frac{\delta}{r} \cdot D \cdot C_0 \cdot \frac{k_{50} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT} \cdot dt \quad (5.56.)$$

Setzt man analog Gl. 5.36. hier

$$\sigma^* = \frac{k_7}{k_{50} \cdot h} \quad (5.57.)$$

so verkürzt sich Gl. 5.56. zu

$$h^2 \cdot dh = 2 \cdot \frac{\delta}{r} \cdot D \cdot C_0 \cdot \frac{k_7 \cdot V_0}{RT} \cdot dt \quad (5.58.)$$

Integriert man diese Gleichung, so ergibt sich

$$\frac{1}{3} h^3 = 2 \cdot \frac{\delta}{r} \cdot D \cdot C_0 \cdot \frac{k_7 \cdot V_0}{RT} \cdot t \quad (5.59.)$$

oder

$$h = \left( 6 \cdot \frac{\delta}{r} \cdot D \cdot C_0 \cdot \frac{k_7 \cdot V_0}{RT} \right)^{\frac{1}{3}} \cdot t^{\frac{1}{3}} \quad (5.60.)$$

Setzt man auch hier die Teilchenmittelpunktsannäherung bezogen auf den Teilchenradius proportional der Verformung

$$\frac{h}{r} = \frac{\Delta L}{L_0} \sim \epsilon \quad (5.40)$$

so ist hier

$$\epsilon \sim \left( 6 \cdot \frac{\delta}{r} \cdot D \cdot \frac{C_0 \cdot k_7 \cdot V_0}{RT} \right)^{\frac{1}{3}} \cdot r^{-1} \cdot t^{\frac{1}{3}} \quad (5.61.)$$

Leitet man dies nach der Zeit ab, so erhält man:

$$\dot{\epsilon} \sim t^{-\frac{2}{3}} \quad (5.62.)$$

Dies ist bei den hier untersuchten Materialien ein möglicher Zwischenzustand bei mittleren Temperaturen (c-Wert nach G. 5.5. wäre dann 0,66). Auch hier läßt sich der in Gl. 5.11. vorgeschlagene Exponentialansatz zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit an Hand des Modells nachvollziehen.



Analog ergibt sich mit

$$\frac{h}{r} \sim \epsilon \quad (5.43.)$$

sowie 
$$\frac{dh}{r} \sim d\epsilon \quad (5.44.)$$

und 
$$\frac{1}{r} \cdot \frac{dh}{dt} \sim \frac{d\epsilon}{dt} = \dot{\epsilon} \quad (5.45.)$$

durch Einsetzen in Gl. 5.54.

$$\dot{\epsilon} \sim \frac{1}{r} \cdot \frac{dh}{dt} = \frac{1}{r} \cdot \frac{4\pi \cdot \delta \cdot D \cdot C_0}{2 \cdot rh} \left( e^{\frac{k_{50} \cdot \sigma^* \cdot V_0}{RT}} - 1 \right) \quad (5.63.)$$

oder verkürzt 
$$\dot{\epsilon} \sim (e^{k_2 \cdot \sigma^*} - 1) \quad (5.64.)$$

Die in Gl. 5.11. empirisch aus Meßdaten für die Spannungsabhängigkeit abgeleitete Beziehung steht in direktem Zusammenhang mit der hier aus dem Modell abgeleiteten Gleichung 5.64.

Erinnert man sich nun des in Abb. 5.8. gezeigten prinzipiellen Zusammenhangs zwischen Kriechkinetik und Temperatur bei den hier untersuchten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien mit hohem Korngrenzenphasenanteil, so lassen sich die einzelnen, dort ausgewiesenen Bereiche mit der oben erläuterten Modellvorstellung wie folgt erklären:

Bei Temperaturen  $< 1100^\circ\text{C}$  und  $c$ -Werten von  $\sim 1$  laufen keine Lösungs-Wiederausscheidungsmechanismen ab und die Körner in der Korngrenzenphase können sich nur so weit verschieben, bis sie an ein anderes Korn des verschachtelten "Streichholzgefüges" anstoßen und damit immobil werden. Die aktivierten Verformungseinheiten konstanten mittleren Dehnungsbeitrages nehmen mit zunehmender Verformung exponentiell ab, sodaß sich analog dem Orowan-Modell eine logarithmische Kriechkinetik einstellt.

Im Bereich der korngrenzenphasenzusammensetzungsspezifischen Übergangstemperatur und  $c$ -Werten von  $\sim 0,5$  laufen an verhakten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern druckinduzierte Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgänge zwischen Korn und Korngrenzenphase ab; diese führen zu einer Annäherung der Teilchen-

mittelpunkte der verhakten Körner und ermöglichen so eine Remobilisierung von blockierten (auch umliegenden) Verformungseinheiten. Die Kinetik der Teilchenmittelpunktsannäherung bestimmt dann die Kriechkinetik; ein  $c$ -Wert von 0,5 ergibt sich, wenn im Modell der Lösungsvorgang des  $\text{Si}_3\text{N}_4$  in der Korngrenzenphase als langsamster und damit geschwindigkeitsbestimmender Teilvorgang angenommen wird. Diese Annahme ist im Bereich der Übergangstemperatur, wo sich die Diffusionskoeffizienten deutlich erhöhen, auch sinnvoll, da dann sicher nicht mehr der Abtransport des gelösten Materials aus dem Kontaktbereich heraus geschwindigkeitsbestimmend sein wird. Die Ausbildung von scheinbar stationären Kriechgeschwindigkeiten bei späteren Versuchszeiten, die wie in 5.3.1. beschrieben, vor allem der dann auftretenden Poren- und Ribbildung zugeschrieben wird, macht sich bei kürzeren Zeiten, wo die  $c$ -Werte von 0,5 auftreten, noch nicht bemerkbar.

Betrachtet man nun mittlere Temperaturen und damit  $c$ -Werte zwischen 0,5 und 1, so liegt die Vermutung nahe, daß hier noch ein weiterer, dazwischenliegender Mechanismus abläuft. Nimmt man bei den druckinduzierten Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgängen statt des Lösungsvorganges an der Phasengrenze, den Abtransport des gelösten Materials aus dem Partikelkontaktbereich als geschwindigkeitsbestimmenden Teilschritt an, so ergibt sich ein  $c$ -Wert von  $\frac{2}{3}$ . Da unterhalb der Übergangstemperatur die Diffusionskoeffizienten deutlich absinken, ist es durchaus möglich, daß dann der Abtransport des gelösten Materials für die Partikelannäherung geschwindigkeitsbestimmend ist.

Daß keine diskreten Schritte ( $c = 0,5$ ,  $c = \frac{2}{3}$ ,  $c = 1$ ) auftreten, sondern daß sich die  $c$ -Werte eher kontinuierlich ändern (Abb. 5.7.), wird Inhomogenitäten in der Korngrenzenphasenzusammensetzung zugeschrieben. Während so z.B. an manchen Partikelkontaktstellen schon Lösungs-Wiederausscheidungsmechanismen ablaufen können, ist dies bei anderen noch nicht der Fall; es kommt so gerade bei mittleren Temperaturen zu einer Überlagerung der verschiedenen Mechanismen und damit einer Verwischung der diskreten  $c$ -Werte. Lediglich bei tiefen Temperaturen und bei Erreichen der Übergangstemperatur treten die beiden Grenzwerte  $c = 1$  und  $c = 0,5$  deutlich zu Tage.

6. MIKROSTRUKTURELLE VERÄNDERUNGEN NACH OXIDATIONS- UND  
KRIECHVERSUCHEN

Zur Stützung der vorgeschlagenen Oxidations- und Kriechmechanismen wurden Untersuchungen der Mikrostruktur vor und nach den verschiedenen Oxidations- bzw. Kriechversuchen durchgeführt. Hierbei wurden vor allem auch verschiedene Proben der gleichen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Sorte, die aber in unterschiedlichen Temperaturbereichen getestet wurden, berücksichtigt. Im Folgenden werden zum einen Ergebnisse aus den Nachuntersuchungen oxidierter Proben mittels der wellenlängendispersiven Mikrosonde (WDX) gezeigt, zum anderen wird an Hand von transmissionselektronenmikroskopischen Gefügebildungen (TEM) die Poren- und Rißbildung in der intergranularen Phase gekrochener Proben aufgezeigt. Auch das Auftreten druckinduzierter Lösungs-Wiederausscheidungs Vorgänge an verhakten Körnern wird in TEM-Aufnahmen sichtbar.

6.1. Veränderungen der Mikrostruktur der verschiedenen  
 $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien durch Oxidationsprozesse

Gemäß Kapitel 4 treten deutliche Unterschiede im Oxidationsverhalten von MgO-heißgepressten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien einerseits, und dichten Siliziumnitrid-Materialien mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis andererseits, auf. Auf der Probenoberfläche des  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffs, der mit MgO als Heißpresshilfsmittel verdichtet wurde, bildet sich eine magnesiumsilikatische Deckschicht (Abb. 6.1.), die jedoch nicht schützenden Charakter hat (vgl. Abb. 4.9.). Je nach Oxidationstemperatur und -zeit ist diese Schicht auch teilweise zu Enstatit bzw. Forsterit auskristallisiert. Unterhalb der Oxidschicht, in der vollkommen amorphen, magnesiumsilikatischen Korngrenzenphase, bildet sich, ebenfalls temperatur- und zeitabhängig, ein deutlicher Magnesiumkonzentrationsgradient aus (Abb. 6.2.).

Die Ausbildung eines solchen Konzentrationsprofils hat einen gravierenden Einfluß auf den Oxidationsmechanismus der  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien, die eine magnesiumsilikatische Korngrenzenglasphase besitzen (vgl. 4.3.1.).

Wie gesehen, nimmt das hier untersuchte Material HPSN(Y) im Oxidationsverhalten eine Sonderstellung ein - es weist eine logarithmische Kinetik auf (vgl. 4.3.2.). Auf der Probenoberfläche dieses mit  $\text{Y}_2\text{O}_3$  als Heißpresshilfsmittel verdichteten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffs bildet sich eine relativ reine  $\text{SiO}_2$ -Deckschicht (Abb. 6.3.) mit schützendem Charakter. In dieser Schicht sind nur vereinzelt  $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ -Kristalle eingebettet. Auch ist unterhalb der Oxidschicht keine Ausbildung eines Yttrium-Konzentrationsgradienten in der weitgehend auskristallisierten Korngrenzenphase dieses Materials festzustellen (Abb. 6.4.). Dementsprechend wird bei diesem Material eher ein Prozess in der Oxidschicht den Oxidationsmechanismus kontrollieren (vgl. 4.3.2.).

Einen wesentlich komplizierteren Aufbau der Oxidschicht weisen die  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien mit einer vielkomponentigen Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis auf. Dies wird hier am Beispiel des SRBSN(Y,Al,Mg) verdeutlicht; um die verschiedenen Phasen besser erkennen zu können, wurde für die Mikrosonden-Untersuchungen zunächst eine bei  $1400^\circ\text{C}$  oxidierte Probe gewählt ( $T > T_{ij}$ ). Neben vielen unterschiedlichen Phasen treten zwei Hauptphasen in der Oxidschicht deutlich hervor (Abb. 6.5.); zum einen, eine im ae-Bild dunkler erscheinende Phase, die hauptsächlich Silizium und Sauerstoff, sowie wenig Aluminium, Kalzium und Eisen enthält und zum anderen, eine im ae-Bild heller erscheinende Phase, die weniger Silizium, aber deutliche Mengen Yttrium, Aluminium, Magnesium, Kalzium und Eisen enthält. Es wird vermutet, daß diese zweite, hellere Phase bei der hier gewählten Oxidationstemperatur von  $1400^\circ\text{C}$  im flüssigen Zustand vorliegt. Diese Mehrphasigkeit der Oxidschicht ist auch unterhalb der Übergangstemperatur gegeben, einfach dadurch, daß die Nitridkörner wegoxidieren, und so Teile der Korngrenzenphase in die aufwachsende Oxidschicht eingebettet werden. Da auch bei diesem Material der schützende Charakter der Oxidschicht nachgewiesen werden konnte (Abb. 4.20.) und keine Gradienten unterhalb der Oxidschicht entstanden (Abb. 6.6.), werden hier gravierende Änderungen in der Struktur der Oxidschicht, wie etwa bei der Flüssigphasenbildungstemperatur, auch einen abgeänderten Oxidationsmechanismus zu Folge haben (vgl. 4.3.3.).

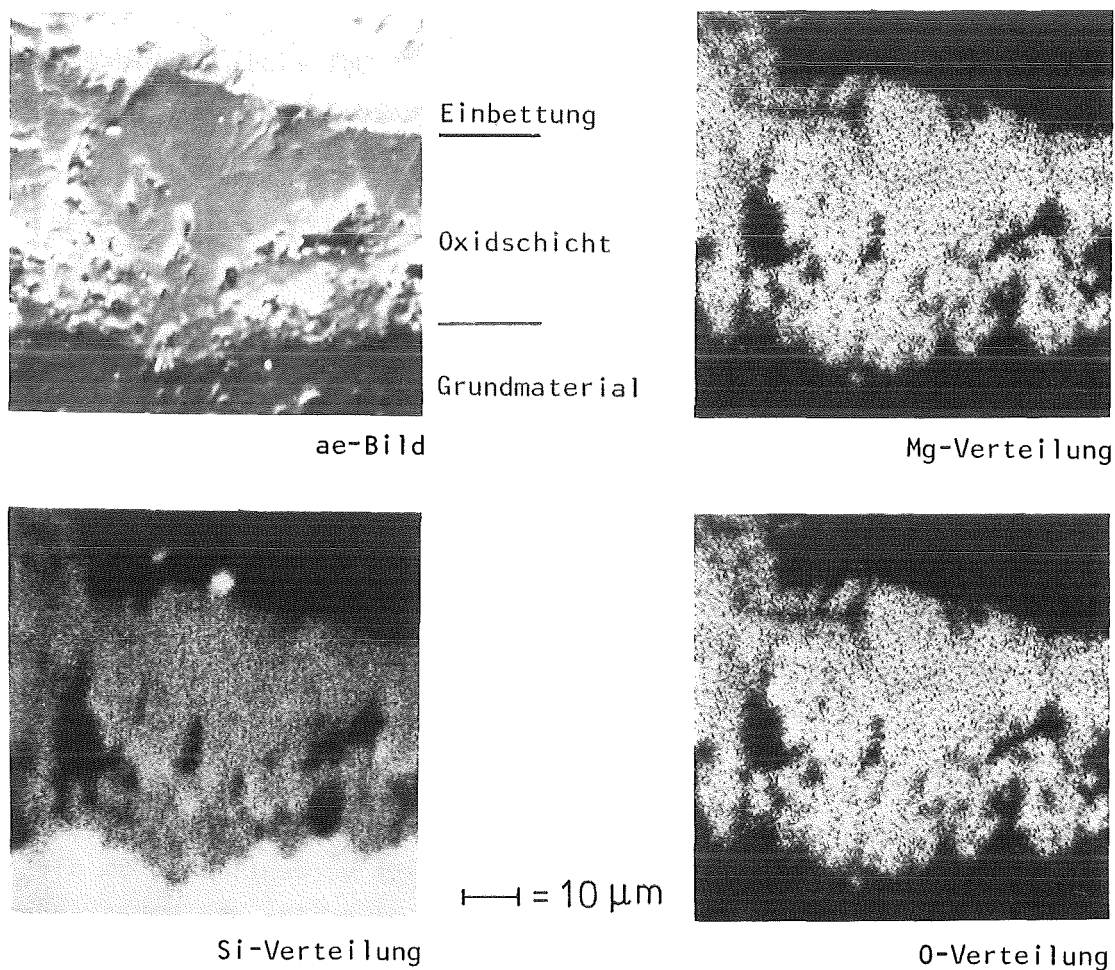


Abb. 6.1.: Mikrosonden-Elementverteilungsbilder (WDX) des Materials HPSN(Mg).  
Oxidationsbedingungen: 1300<sup>0</sup>C, 72 h, Luft.

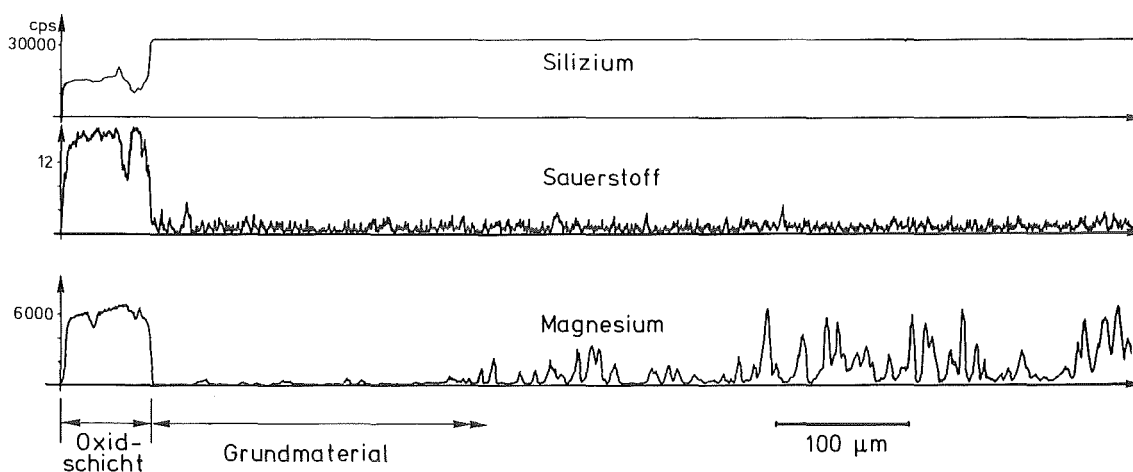


Abb. 6.2.: Mikrosonden-line-profiles (WDX) des Materials HPSN(Mg).  
Oxidationsbedingungen: 1300<sup>0</sup>C, 72 h, Luft.

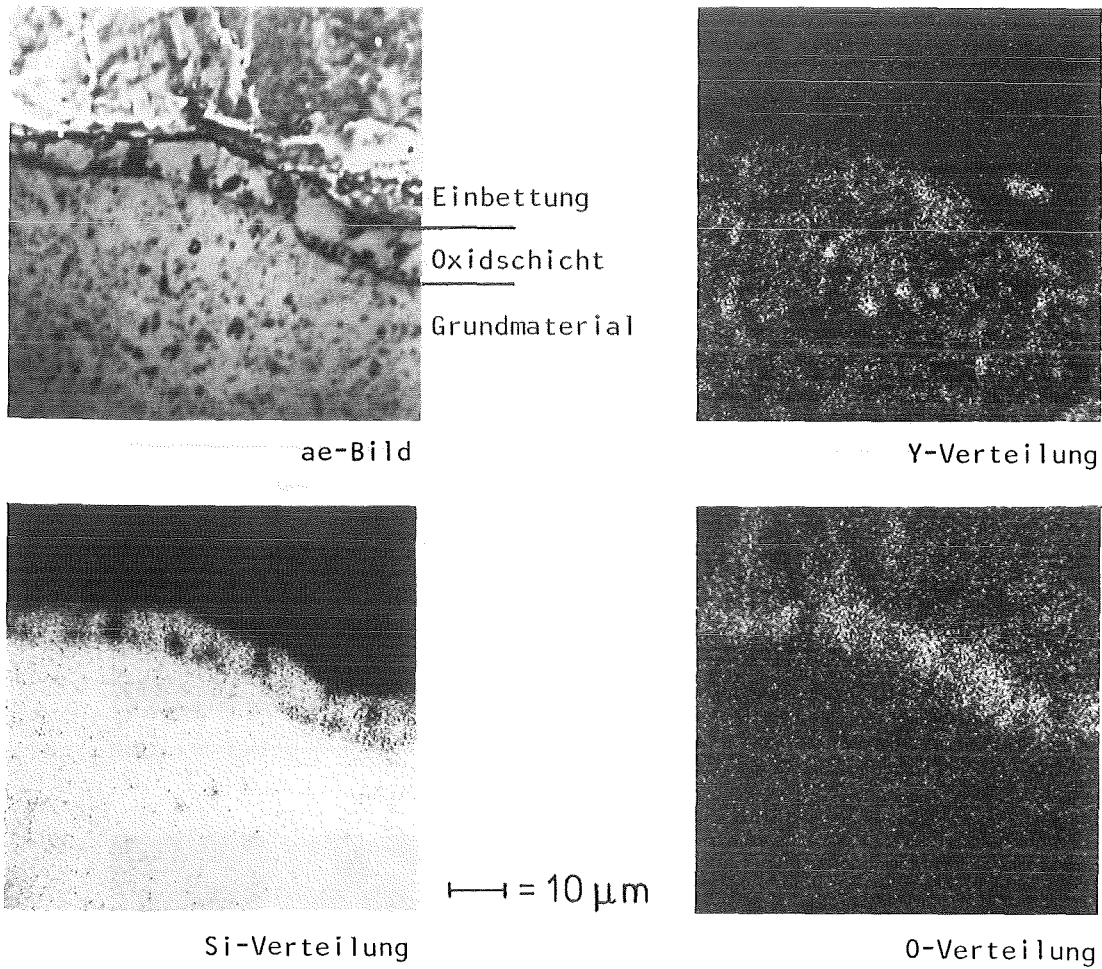


Abb. 6.3.: Mikrosonden-Elementverteilungsbilder (WDX) des Materials HPSN(Y).  
Oxidationsbedingungen: 1300<sup>0</sup>C, 72 h, Luft.

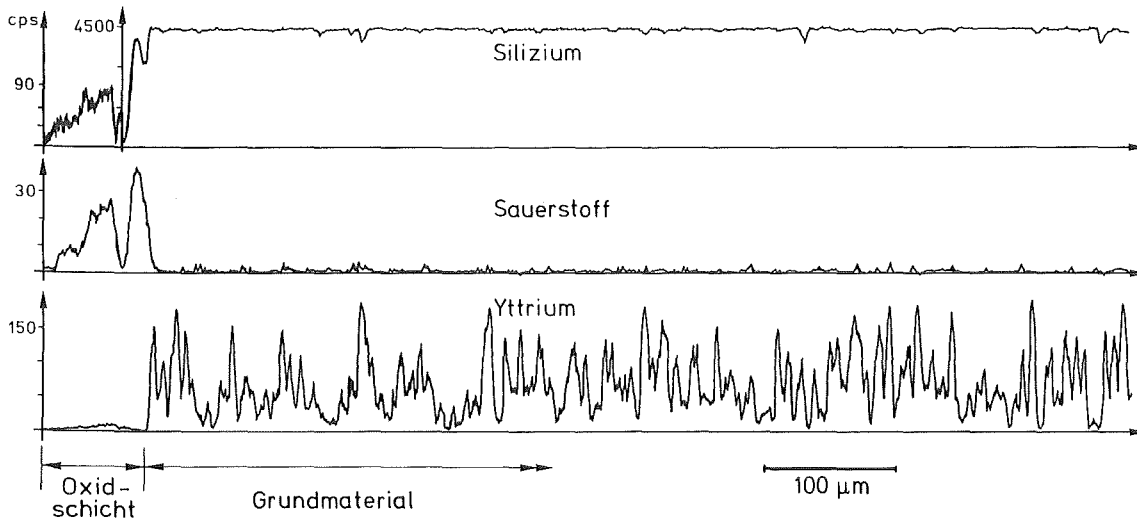


Abb. 6.4.: Mikrosonden-line-profiles (WDX) des Materials HPSN(Y).  
Oxidationsbedingungen: 1300<sup>0</sup>C, 72 h, Luft.

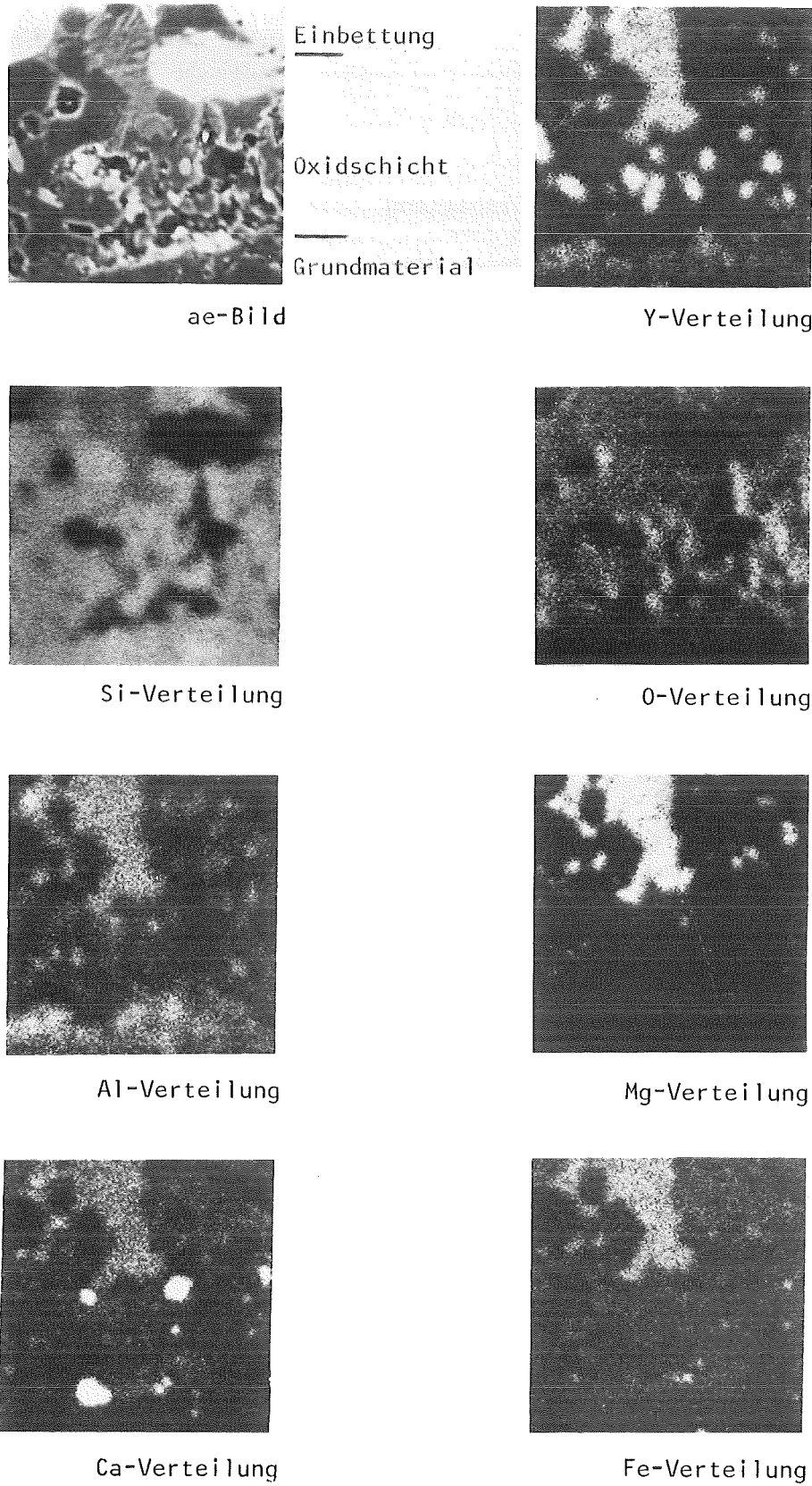


Abb. 6.5 : Mikrosonden-Elementverteilungsbilder (WDX) des Materials SRBSN(Y,Al,Mg). Oxidationsbedingungen: 1400°C, 72 h, Luft.

Während unterhalb der Übergangstemperatur die Sauerstoffdiffusion vor allem durch die flächenmäßig größeren dunkleren Oxidzonen dominierend sein wird, ist dagegen oberhalb der Übergangstemperatur, bei Verflüssigung der helleren Phasen, der Sauerstofftransport durch diese Phasen dominierend.

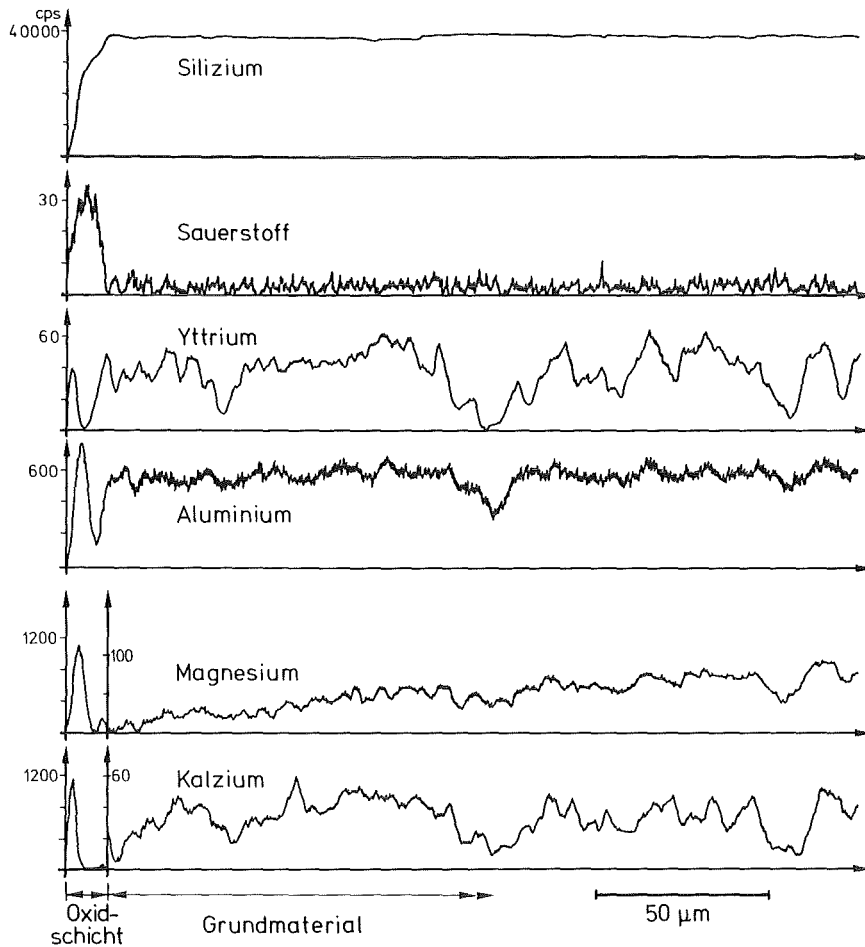


Abb. 6.6.: Mikrosonden-line-profiles (WDX) des Materials SRBSN(Y,Al,Mg). Oxidationsbedingungen hier: 1300<sup>0</sup>C, 72 h, Luft.

Sehr ähnlich dem hier vorgestellten SRBSN(Y,Al,Mg) verhält sich auch das Material SSN(Y,Al,Ti), lediglich, daß in der heller erscheinenden Phase zusätzlich noch Titan vorhanden ist. In lichtmikroskopischen Gefügeaufnahmen erscheinen die Oxidschichten der beiden Materialien praktisch identisch (Abb. 6.7.).



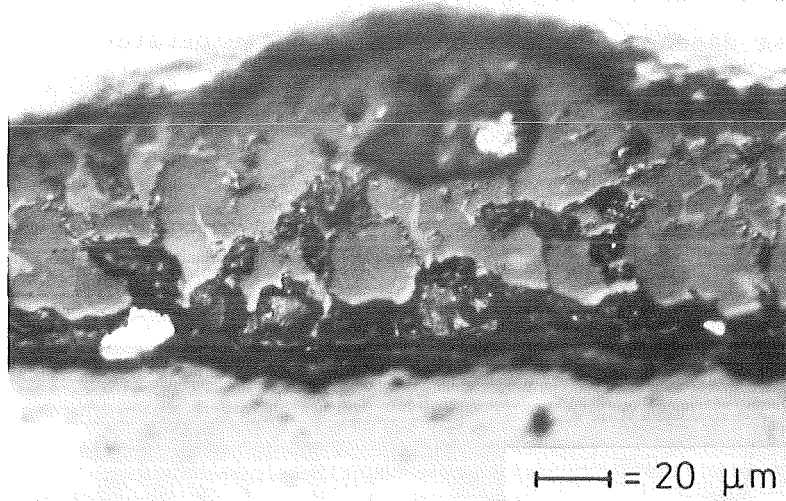


Abb. 6.7.: Lichtmikroskopische Gefügebildungen der Oxidschicht des Materials SSN(Y,Al,Ti); Oxidationsbedingungen: 1400°C, 72 h, Luft .

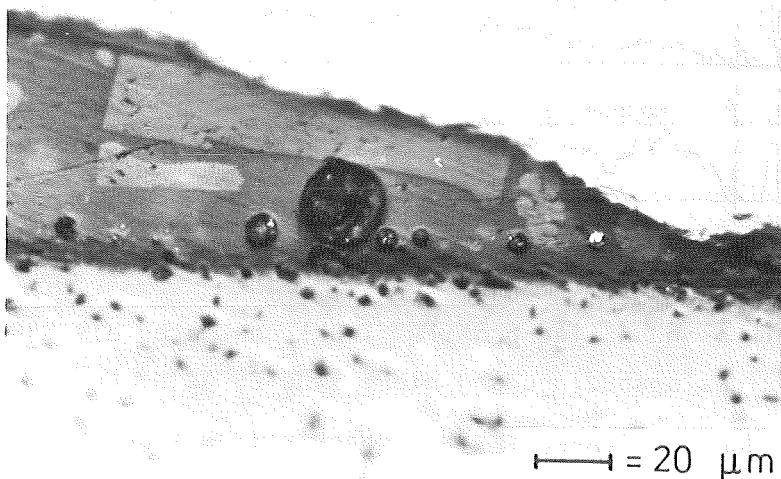


Abb. 6.8.: Lichtmikroskopische Gefügebildungen der Oxidschicht des Materials SSN(Y,Al); Oxidationsbedingungen: 1300°C, 72 h, Luft .

Die eher mit SiAlONen vergleichbaren Oxidationseigenschaften des Materials SSN(Y,Al) (vgl. 4.2.4.), weisen demgegenüber auch etwas andere Oxidschichtstrukturen auf (Abb. 6.8.). Bei  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien mit einer Korngrenzephase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis ist also die physikalische und chemische Struktur der Oxidschicht von dominierender Bedeutung. Abhängig von der Struktur der Oxidschicht können sich unterschiedliche Übergangstemperaturen, wie im Falle des SRBSN(Y,Al,Mg) und des SSN(Y,Al,Ti), ausbilden, es kann aber auch zu einer gänzlich anderen Kinetik, wie im Falle des HPSN(Y), kommen.

## 6.2. Veränderungen der Mikrostruktur auf Grund von Kriechverformungsprozessen

Wie in Kap. 5 beschrieben, tritt bei tiefen Temperaturen ( $< 1100^\circ\text{C}$ ) ein rein logarithmisches Kriechen auf. Die Körner bewegen sich in der Korngrenzephase nur so weit, bis sie sich gegenseitig behindern und verhaken. Entsprechend weisen bei TEM-Nachuntersuchungen in diesem Temperaturbereich gekrochene Proben keine Veränderungen der Kornform, oder gar eine Poren- oder Ribbildung in der intergranularen Phase auf. Vereinzelt sind jedoch in unter Last abgekühlten Proben in den  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körnern sogenannte "strain-whorls" /219/ sichtbar (vgl. Abb. 6.9.). Die hell-dunkel Kontrastlinien rühren von Verzerrungen des Kristallgitteraufbaues her; es entstehen an der Verhakungsstelle hohe Spannungskonzentrationen, die zu derartigen Verzerrungen des Kristallgitters führen können.

Die beschriebenen druckinduzierten Lösungs-Wiederausscheidungsprozesse an verhakten Körnern ermöglichen es, daß sich zwei lokal unter Druckspannung stehende Körner deutlich ineinander eingraben können. Abb. 6.10. zeigt dies am Beispiel eines nahe der Übergangstemperatur gekrochenen SSN(Y,Al,Ti); an der Stelle der maximalen Spannungskonzentration treten sogar intragranulare Risse in dem querliegenden  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Korn auf. Auffallend ist auch eine deutliche Abrundung des sonst in diesem Material typischen, sechseckigen Kornquerschnitts. Diese Aufnahmen stammen aus der Zugseite eines drucklos gesinterten Siliziumnitridmaterials.

Man kann also davon ausgehen, daß derartige druckinduzierte Lösungs-  
Wiederausscheidungsprozesse eine wichtige Rolle bei der Kriechverfor-  
mung technischer Siliziumnitridwerkstoffe spielen.

Ab Erreichen der korngrenzenphasenspezifischen Übergangstemperatur ist, auf Grund der drastischen Änderung der Viskosität bzw. gar lokaler Flüssigphasenbildung der Korngrenzenphase, die Möglichkeit zur Entstehung von Poren in dieser intergranularen Korngrenzenphase gegeben (vgl. Abb. 6.11.). Diese Kriechporosität führt bei weiterer Verformung zu vielen intergranularen Mikrorissen (Abb. 6.12.), die senkrecht zur angelegten Zugspannung verlaufen und von welchen wiederum einer den Kriechbruch der Probe verursacht. Die Poren- und Rißkeimbildung setzt in der Regel entweder in Bereichen besonders hohen Korngrenzenphasenvolumens (Abb. 6.11.), oder in Bereichen besonders großer Verformungsbehinderung, z.B. neben einzelnen Riesenkörnern (Abb. 6.12.), ein. Im einen Fall verursacht eine besonders starke Verformbarkeit des Gefüges ein Aufreißen der Korngrenzenphase, während im anderen Fall eher eine besonders hohe Spannungskonzentration, neben solchen quer im Gefüge liegenden Riesenkörnern, die Ursache ist. Der Einfluß dieser zusätzlich dehnungserzeugenden Hohlvolumenbildung auf die Ausprägung scheinbar stationärer Kriechgeschwindigkeiten, wurde in Abschnitt 5.3.2. beschrieben.

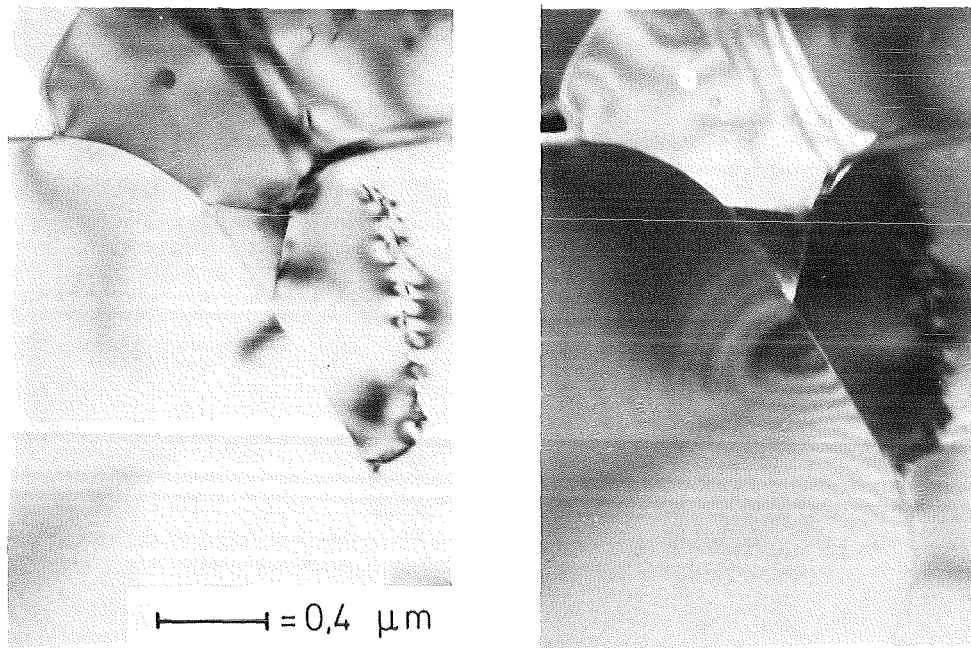


Abb. 6.9.: Verhakungsstelle zweier  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körner in einer gekrochenen Probe des Materials SRBSN(Y,Al,Mg).  
Kriechbedingungen:  $1100^\circ\text{C}$ , 200 MPa, 168 h, Luft.

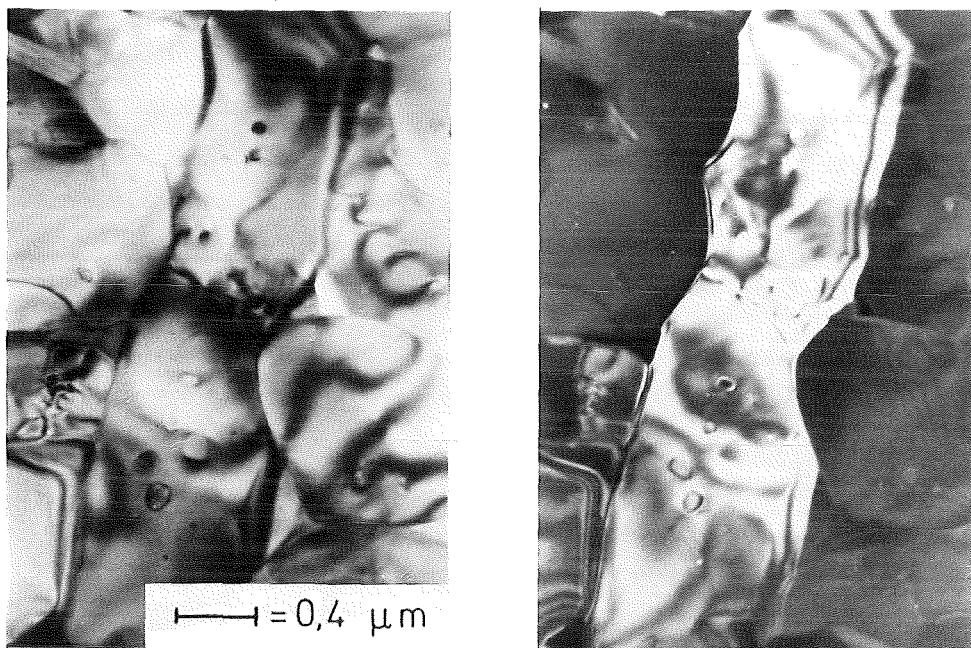


Abb. 6.10.: Druckinduzierte Lösungs-Wiederausscheidungsprozesse in der Zugseite des drucklos gesinterten SSN(Y,Al,Ti).  
Kriechbedingungen:  $1250^\circ\text{C}$ , 130 MPa, 870 h, Luft.

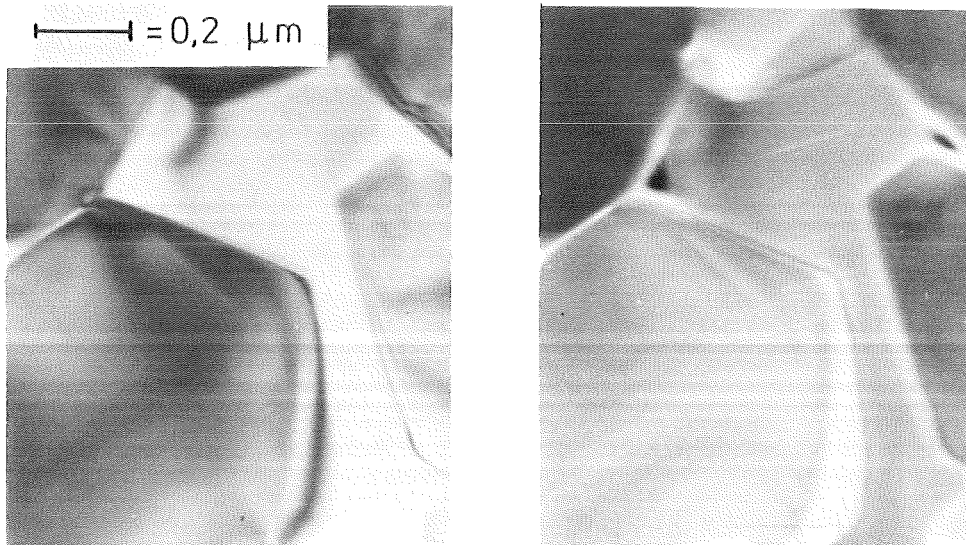


Abb. 6.11.: Porenbildung in der intergranularen Korngrenzenphase der Zugseite des Materials SSN(Y,Al,Ti).  
Kriechbedingungen: 1250<sup>0</sup>C, 160 MPa, t = 85 h,  $\epsilon \approx 12\%$ .

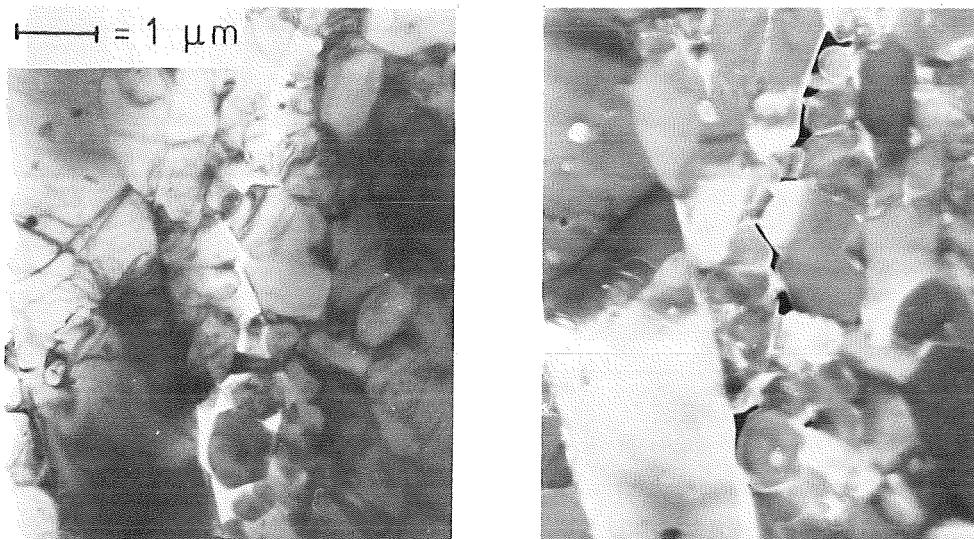


Abb. 6.12.: Mikrorißbildung in der intergranularen Korngrenzenphase der Zugseite des Materials SSN(Y,Al,Ti).  
Kriechbedingungen: 1250<sup>0</sup>C, 160 MPa, t = 85 h,  $\epsilon \approx 12\%$ .

## 7. ZUSAMMENFASSUNG DER ERGEBNISSE UND SCHLUSSFOLGERUNGEN

---

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, an verschiedenen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien unterschiedlicher Herstellung, Zusammensetzung und Mikrostruktur, das Oxidations- und Kriechverhalten zu untersuchen und zu beschreiben. Es wurden daher in weiten Temperatur- und Lastbereichen entsprechende Versuche durchgeführt, wobei sich als Schlüsselparameter für die Hochtemperatureigenschaften die chemische Zusammensetzung der Korngrenzenphase herausgestellt hat. Zwischen Oxidations- und Kriechverhalten einerseits, sowie zwischen beiden und der Mikrostruktur andererseits, konnten wichtige Beziehungen festgestellt werden. Im Einzelnen ergab sich:

- Bei MgO-heißgepressten Materialien treten kaum größere Tripelpunktsbereiche auf und nahezu die komplette Korngrenzenphase liegt als 10-50 Å dicker, magnesiumsilikatischer Korngrenzenglasfilm vor. Materialien mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis bedingen größere Zusatzmengen an Sinterhilfsmitteln und weisen daher auch wesentlich größere Tripelpunktsbereiche auf. Diese können im Anlieferungszustand sowohl im amorphen  $[\text{SSN}(\text{Y},\text{Al}), \text{SSN}(\text{Y},\text{Al},\text{Ti})]$ , wie auch im kristallinen Zustand  $[\text{HPSN}(\text{Y}), \text{SRBSN}(\text{Y},\text{Al},\text{Mg})]$  vorliegen. Durch geeignete Glühbehandlungen kann aber, bei allen hier untersuchten Materialien mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis, eine Auskristallisation der Tripelpunktsbereiche erreicht werden; es bleibt dann lediglich, ähnlich den MgO-heißgepressten Materialien, ein, die  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körner und die auskristallisierten Tripelpunktsbereiche kontinuierlich umgebender, amorpher, 10-50 Å dicker Korngrenzenfilm zurück. Alle untersuchten Materialien enthalten so etwa gleiche Volumina an amorpher Korngrenzenphase; diese unterscheiden sich nur durch ihre chemische Zusammensetzung.
- Abhängig von der chemischen Zusammensetzung der Korngrenzenphasen besteht, unter Mitwirkung von Verunreinigungen, bei teilweise relativ niedrigen Temperaturen die Möglichkeit, daß sich lokal flüssige Phasen bilden. Oberhalb diesen kritischen Temperaturbereichen sinken sowohl die Oxidations- als auch die Kriecheigenschaften rapide ab; sie liegen

beim SSN(Y,Al,Ti) bei ungefähr 1240°C, beim SRBSN(Y,Al,Mg) bei etwa 1300°C und beim HPSN(Y) bei etwa 1460°C.

- In technisch dichten Siliziumnitridwerkstoffen treten, abhängig von der Korngrenzenphasenzusammensetzung, unterschiedliche Oxidationsmechanismen auf. Bei  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffen mit einer magnesiumsilikatischen Korngrenzenphase [z.B. HPSN(Mg)] sind Diffusionsprozesse in der Korngrenzenphase unterhalb der Oxidschicht oxidationsgeschwindigkeitsbestimmend; es wird angenommen, daß die Diffusion des Magnesiums aus dem Probeninnern heraus an die Grenzfläche Oxidschicht/Grundmaterial die Oxidationsreaktion bei diesen Materialien kontrolliert.

Für  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffe mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis wurden in verschiedenen Temperaturbereichen verschiedene Oxidationsmechanismen vorgeschlagen, die aber alle von einer Sauerstoffdiffusion durch die Oxidschicht an die Grenzfläche Oxid/Grundmaterial als geschwindigkeitsbestimmenden Schritt ausgehen. Die physikalische und chemische Struktur der Oxidschicht ist hier von entscheidender Bedeutung. So kann, z.B. durch Blasenbildung in der relativ reinen  $\text{SiO}_2$ -Deckschicht des HPSN(Y), eine logarithmische Kinetik erreicht werden. In Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung der jeweiligen Korngrenzenphasen, können auch in der Oxidschicht oberhalb der entsprechenden Übergangstemperatur flüssige Phasen gebildet werden; dies führt zu einer, in einem engen Temperaturbereich fast sprunghaft ablaufenden, Verschlechterung der Oxidationsbeständigkeit.

- Anhand von Mikrosondenuntersuchungen konnten bei MgO-heißgepressten Materialien im Grundmaterial unterhalb der Oxidschicht deutliche Magnesium-Konzentrationsgradienten nachgewiesen werden; bei  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien mit einer Korngrenzenphase auf  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -Basis wurden keine entsprechenden Yttrium-Gradienten festgestellt.
- Prinzipiell weisen alle hier untersuchten  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien eine ähnliche Temperaturabhängigkeit des Kriechverhaltens auf. Die Temperaturen, bei denen sich das Kriechverhalten dramatisch verschlechtert, liegen entsprechend denen bei der Oxidation und sind ebenfalls abhängig von der Korngrenzenphasenzusammensetzung.

- Es wurde ein neues Verformungsmodell für eine Werkstoffklasse vorgeschlagen, bei der in einer viskosen Korngrenzenphase starre, aber unter Druck in dieser zweiten Phase lösliche, Körner den Gefügebau bilden. Auf Grund der Kriechkinetik wurden drei Bereiche mit verschiedenen dominierenden Verformungsmechanismen herausgestellt. Als Verformungseinheit wird hierbei die Bewegung zunächst starrer  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Körner in der viskosen Korngrenzenphase angesehen. Bei tiefen Temperaturen ergaben die Messungen ein reines "strain-hardening" Verhalten; dieses wird durch eine mit der Dehnung exponentiell abnehmende Zahl mobiler Verformungseinheiten erreicht. Mit zunehmender Dehnung blockieren und verhaken sich gegenseitig immer mehr der in der viskosen Phase beweglichen Körner und können somit keinen Dehnungsbeitrag mehr liefern. Dieses Verhalten wird mit einem dem Orowan-Modell /197/ ähnlichen Ansatz beschrieben und führt zu einer rein logarithmischen Kriechkinetik. Bei mittleren Temperaturen, bis hin zur korngrenzenphasenspezifischen Übergangstemperatur, ergaben die Messungen ein Absinken des  $c$ -Wertes (Gl. 5.5.) von 1 auf 0,5; dies wurde mit einer Remobilisierung eigentlich blockierter Verformungseinheiten erklärt. An Verhakungsstellen zweier Körner können druckinduzierte Lösungs-Wiederausscheidungsprozesse ablaufen, die eine weitere Relativbewegung zwischen den Körnern ermöglichen. Die Kinetik dieses mikrostrukturellen Vorgangs kontrolliert dann schließlich die makroskopisch messbare Verformungskinetik der Probe. Da nahe den Übergangstemperaturen sehr ähnliche Verhältnisse in der Probe vorliegen wie beim Flüssigphasensintern, kann die Relativbewegung zwischen den Teilchenmittelpunkten an solchen Verhakungsstellen entsprechend beschrieben werden.

Ähnlich dem von Kingery /48/ für das Flüssigphasensintern entwickelten Modell, ergibt sich für die Relativbewegung zwischen verhakten Körnern, eine vom geschwindigkeitsbestimmenden Teilschritt des Lösungs-Diffusions-Wiederausscheidungsprozesses abhängige Kinetik. Kontrolliert der Diffusionsvorgang des gelösten Materials in der viskosen Phase aus dem Kontaktbereich heraus die Relativbewegung der Körner, so ergibt sich ein  $c$ -Wert von  $\frac{2}{3}$ . Dies wird als Zwischenzustand bei mittleren Temperaturen angesehen, wo der druckinduzierte Lösungsvorgang schneller ab-



laufen kann als der diffusionsgesteuerte Abtransport des gelösten Materials. Ist jedoch die Diffusion in der Zweitphase bei Erreichen der Übergangstemperatur durch Flüssigphasenbildung wesentlich schneller, als der druckinduzierte Lösungsvorgang der Körner in dieser Probe, so ergibt sich ein  $c$ -Wert von 0,5; geschwindigkeitsbestimmend für die Relativbewegung der Teilchenmittelpunkte verhakter Körner ist dann der druckinduzierte Auflösungsprozeß der Körner in der Korngrenzenphase. Ab Erreichen der Übergangstemperatur wurden auch stark lastabhängige, scheinbar stationäre Kriechgeschwindigkeiten ermittelt; diese wurden einer, der eigentlichen Kriechkinetik überlagerten, Hohlraumvolumenbildung in der intergranularen Phase zugeschrieben.

- Die den Kriechbruch einleitende Poren- und Mikrorißbildung konnte bei TEM-Untersuchungen an im Übergangstemperaturbereich gekrochenen Proben deutlich nachgewiesen werden. Bei Proben, die unterhalb des jeweiligen Übergangstemperaturbereiches gekrochen waren, wurden keine so gearteten Kriechschädigungen festgestellt; es ergaben sich lediglich Anzeichen für das Abfließen von druckinduzierten Lösungs-Wiederausscheidungsprozessen.

Die Siliziumnitridwerkstoffe wurden bezüglich ihres mikrostrukturellen Gefügebauaufbaus und der damit erreichbaren Hochtemperatureigenschaften verglichen. Durch umfangreiche Nachuntersuchungen der Mikrostruktur, der in verschiedenen Last- und Temperaturbereichen getesteten Oxidations- und Kriechproben, konnten sowohl Unterschiede, als auch prinzipielle Gemeinsamkeiten der einzelnen  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Materialien herausgestellt bzw. zusätzlich untermauert werden. Hierbei wurden, abhängig von Temperatur und Korngrenzenphasenzusammensetzung, unterschiedliche Oxidations- und Kriechmechanismen festgestellt. Als dominierender Verknüpfungspunkt zwischen Herstellung, Zusammensetzung und Gefüge einerseits und den resultierenden Hochtemperatureigenschaften andererseits, ist die Zusammensetzung der Korngrenzenphase anzusehen. Werden Bauteiltemperaturen von nur 1200-1300°C angestrebt, so können durchaus unter Verwendung von Zweit- und Drittsinterhilfsmitteln drucklos gesinterte oder nachgesinterte, dichte  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffe hergestellt werden, die unterhalb ihrer kritischen Temperaturen sehr gute Hochtemperaturlangzeiteigenschaften aufweisen. Sollen allerdings

Bauteiltemperaturen von  $1400^{\circ}\text{C}$  und mehr erreicht werden, so sind annehmbare Hochtemperatureigenschaften nur noch unter alleiniger Verwendung von  $\text{Y}_2\text{O}_3$  als Verdichtungshilfsmittel zu erreichen;  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Werkstoffe mit derart refraktären Korngrenzenphasen sintern allerdings nicht drucklos zu hohen Dichten, sondern erfordern das deutlich kostenintensivere Heiß- oder Heißisostatisch-Pressen.

8. LITERATURVERZEICHNIS

- /1/ Rahmenprogramm: Rohstoffforschung 1976-1979. Der Bundesminister für Forschung und Technologie, Bonn 1976, JSBN 3-811 35-020-9.
- /2/ G.O. Barney, Ed.: The global 2000 report of the president. Vol. 1, U.S. Government Printing Office, Washington, D.C., (1980), 2.
- /3/ J.B. Wachtmann, Jr.: National materials policy: critical materials and opportunities. Am. Ceram. Soc. Bull. 61, (1982), 214-220.
- /4/ P. Walzer: Warum keramische Kraftfahrzeug-Gästurbine ? in /23/, 35-52.
- /5/ P. Popper: The joining of Industrial Ceramics to Metals. in /26/, 569-581.
- /6/ M. Ho-Cho, C. Chia-Bao, L. Yuan-Ho, C. Tso-Chao, L. Kuo-Liang, T. Chen-Huei: Studies on the application of hot-pressed silicon-nitride ceramics as cutting tools. Ceramurgia Int. 6, (1980), 36-39.
- /7/ D. Ward: Ceramic insert cuts much faster than carbide. The Engineer 253, (1981), 15.
- /8/ J. Johnson: Silicon-nitride ceramics for bearings. Mater. Engineering 91, (1980), 45f.
- /9/ D.N. Taylor: Silicon nitride, a material for the future. Chartered Mech. Eng. 25, (1978), 44-46.
- /10/ S.R. Schindler, A. Krauth: Beitrag der Keramik zur besseren Energienutzung. cfi/Ber. DKG 58, (1981), 75-84.
- /11/ M. Fukutomi, M. Kitajima, M. Okada, R. Watanabe: Silicon nitride coatings on molybdenum by RF reactive ion plating. J. Electrochem. Soc. 124, (1977), 1420-1424.
- /12/ R. Kamo, M.E. Woods, W.C. Geary: Ceramics for adiabatic diesel engine. in /26/, 468-487.
- /13/ H.J. Förster, B.E. Lübbling: Die Zukunft der Hubkolbenmotoren und anderer alternativer Antriebssysteme. Automobil Industrie 25, (1980), 83-92.
- /14/ R.N. Katz: Ceramics for vehicular engines: State-of-the-Art. in /26/, 449-467.
- /15/ F.C. Moore, Ed.: Proc. Workshop on ceramics for advanced heat engines, Orlando, FL, (1977), CONF-770110.
- /16/ G. Willman: Keramische Werkstoffe für Solarerhitzer. cfi/Ber. DKG 58, (1981), 153-156.
- /17/ F. Boese, U. Leuchs, W. Meinecke, D. Stahl: Vergleich von Solar-Turm-Kraftwerken mit unterschiedlichen Kühlmedien. In: Tagungsber. des 3. Int. Sonnenforums, Hamburg, 1980, DGS-Sonnenenergieverlags GmbH, München (1980), 50-57.

- /18/ F.W. Clinard, Jr.: Ceramics for applications in fusion systems. *J. Nucl. Mater.* 85/86, (1979), 393-404.
- /19/ J.T.A. Roberts: Review 12: Ceramic Utilization in the Nuclear Industry: Current Status and Future Trends (Part III). *Powder Metallurgy International* 11, (1979), 125-129.
- /20/ J.J. Burke, A.E. Gorum, R.N. Katz, Eds.: Ceramics for high performance applications. Brook-Hill, Chestnut Hill (1974).
- /21/ J.J. Burke, E.N. Lenoë, R.N. Katz, Eds.: Ceramics for high performance applications II. Brook-Hill, Chestnut Hill (1978).
- /22/ E.M. Lenoë, R.N. Katz, Eds.: Ceramics for high performance applications III. Plenum Press, im Druck.
- /23/ W. Bunk, M. Böhmer, Hrsg.: Keramische Komponenten für Fahrzeug-Gasturbinen. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York (1978).
- /24/ W. Bunk, M. Böhmer, Hrsg.: Keramische Komponenten für Fahrzeug-Gasturbinen II. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York (1981).
- /25/ M. Langer, P. Rottenkolber: Integrales Axialturbinenrad aus Reaktionsgebundenem Siliziumnitrid. in /24/, 227-241.
- /26/ P. Vincenzini, Ed.: Energy and Ceramics. Elsevier Scientific Company, Amsterdam (1980).
- /27/ J.W. Fairbanks: The navy interests in the development of ceramics for gas turbine engine applications. in /15/, 37-48.
- /28/ C. Müller: Silizium-Nitrid und Zirconoxid, die neuen Werkstoffe für Anlagen-, Maschinen- und Motorenbau. *Sprechsaal* 116, (1983), 915-920.
- /29/ D.J. Godfrey: The Use of Ceramics for Engines. In *Science of Ceramics* 12, (1983), 27-38.
- /30/ G. Wötting: Untersuchung des Sinterverhaltens von Siliziumnitridpulvern. Diss. D83, TU Berlin (1983).
- /31/ C. Glemser, K. Beltz, P. Naumann: Zur Kenntnis des Systems Silizium-Stickstoff. *Z. anorg. allg. Chemie* 291, (1957), 51-56.
- /32/ S.N. Ruddlesden, P. Popper: On the crystal structures of the nitrides of silicon and germanium. *Acta Cryst.* 11, (1958), 465-468.
- /33/ D. Hardie, K.H. Jack: Crystal structures of silicon nitride. *Nature* 180, (1957), 332f.
- /34/ H.M. Jennings, J.O. Edwards, M.H. Richman: Molecular structure, microstructure, macrostructure and properties of silicon nitride. *Inorg. Chim. Acta* 20, (1976), 167-181.
- /35/ P.E.D. Morgan: Study of  $\pi$ -bonding in silicon nitride and related compounds. Report F-C2429, The Franklin Institute Research Laboratories, Philadelphia PA 19103, AD 784997, (1974).
- /36/ H. Salmang, H. Scholze: Die physikalischen und chemischen Grundlagen der Keramik, 5. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York (1968), 8f.

- /37/ B.J. Wuensch, T. Vasilos: Self-diffusion in Silicon-nitride Final report. Avco. Corp. Lowell, Mass. AD A021175 (1975).
- /38/ J.B. Cutler, W.J. Croft: Silicon nitride (Part 1). Powder Met. Int. 6, (1974), 92-96; (Part 2) *ibid.* 144-148.
- /39/ S. Wild, P. Grieveson, K.H. Jack: The crystal structures of alpha and beta silicon and germanium nitrides. Special Ceramics 5, (1972), 385-395.
- /40/ H. Feld, P. Ettmayer, J. Petzenhauser: Sauerstoffstabilisierung von  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Ber. dt. Keram. Ges. 51, (1974), 127-131.
- /41/ C.M.B. Henderson, D. Taylor: Thermal expansion of the nitrides and oxynitride of silicon in relation to their structures. Tans. J. Brit. Ceram. Soc. 74, (1975), 49-53.
- /42/ R. Grün: The crystal structure of  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ ; structural and stability considerations between  $\alpha$ - and  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Acta Cryst. 35, (1979), 800-804.
- /43/ D.R. Messier, F.L. Riley, R.J. Brook: The  $\alpha/\beta$  silicon nitride phase transformation. J. Mater. Sci. 13, (1978), 1199-1205.
- /44/ D.S. Thompson, P.L. Pratt: The structure of silicon-nitride. In G.H. Stewart, Ed.: Science of ceramics 3. Academic Press, London, New York, (1967), 33-51.
- /45/ W.P. Clancy: A limited crystallographic and optical characterization of alpha and beta silicon nitride. Microscope 22, (1974), 279-315.
- /46/ F. Thümmel: Definition of Sintering. pers. Mitteilung.
- /47/ F. Thümmel, W. Thoma: The Sintering Process. Metall. Rev. 115, (1967), 69-108.
- /48/ W.D. Kingery: Densification during Sintering in the Presence of a Liquid Phase, J. Appl. Phys. 30, (1959), 301-308.
- /49/ G.E. Gazza: Sintered Silicon Nitride. in /21/, 1001-1010.
- /50/ S. Prochazka: The Role of Boron and Carbon in the Sintering of Silicon Carbide. In: Special Ceramics 6, ed. P. Popper, Brit. Ceram. Res. Assn., (1975), 171-180.
- /51/ Y. Oyama, O. Kamigaito: Hot-Pressing of  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Yogyo-Kyokai-Shi 80, (1972), 327-336.
- /52/ Y. Oyama, O. Kamigaito: A Study on the Sintered  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -MgO System. Yogyo-Kyokai-Shi 81, (1973), 34-37.
- /53/ C. Greskovich, S. Prochazka, J.H. Rosolowski: Basic Research on Technology Development for Sintered Ceramics. Techn. Rpt. AFML-TR-76-179, Cont. F33615-C-5033, General Elec. Co., Schnectady, NY.
- /54/ F. Porz, G. Grathwohl: Nichtoxidische keramische Werkstoffe für hohe Beanspruchungen. KfK-Nachr. 16, (1984), /2/, 94-108.
- /55/ F.F. Lange: Eutectic Studies in the System  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ - $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$ . J. Am. Ceram. Soc. 62, (1979), 617-619.

- /56/ G.R. Terwilliger, F.F. Lange: Pressureless Sintering of  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .  
J. Mater. Sci. 10, (1975), 1169-1174.
- /57/ K.H. Jack: Review Sialons and related nitrogen ceramics.  
J. Mater. Sci. 11, (1976), 1135-1158.
- /58/ G.R. Terwilliger, F.F. Lange: Hot-Pressing Behaviour of  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .  
J. Am. Ceram. Soc. 57, (1974), 25-29.
- /59/ P. Drew, M.H. Lewis: Microstructures of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  Ceramics During  
Hot-Pressing Transformations. J. Mater. Sci. 9, (1974), 261-269.
- /60/ F.L. Harding, R.J. Ryder: Effects of Silicon Nitride additions  
to a container glass batch. Glass Techn. 11, (1970), 54.
- /61/ T.H. Elmer, M.E. Nordberg: Effect of Nitriding on Electrolysis  
and Devitrification of High-Silica Glasses.  
J. Am. Ceram. Soc. 50, (1967), 275-279.
- /62/ H.O. Mulfinger: Physical and Chemical Solubility of Nitrogen in  
Glass Melts. J. Am. Ceram. Soc. 43, (1966), 462-467.
- /63/ Ch. Schrimpf: Eigenschaften von Oxinitridgläsern.  
Dissertation, TU Clausthal, (1983).
- /64/ A.W.J.M. Rae, D.P. Thompson, K.H. Jack: The Role of Additives  
in the Densification of Nitrogen Ceramics. in /21/, 1039-1067.
- /65/ F.F. Lange: Phase Relations in the System  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{SiO}_2$ - $\text{MgO}$  and  
their Interrelation with Strength and Oxidation.  
J. Am. Ceram. Soc. 61, (1978), 53-56.
- /66/ C.D. Greskovich, C. O'Clair: Effect of Impurities on Sintering  
 $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Containing  $\text{MgO}$  or  $\text{Y}_2\text{O}_3$  Additives.  
Am. Ceram. Soc. Bull. 57, (1978), 1055-1056.
- /67/ F. Galasso, R. Veltri: Sintering of  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{Y}_2\text{O}_3$  using Nitrogen  
Pressure. Powder Metallurgy International 14, (1982), 217-220.
- /68/ J.T. Smith, C.L. Quackenbush, V. Nehring: A Review of GTE Sintered  
 $\text{Si}_3\text{N}_4$  Structural Ceramics, Conference Preprint: Fifth International  
Symposium on Automotive Propulsion Systems, April 14-18, (1980)  
Dearborn, Michigan, 769-789.
- /69/ J.T. Smith, C.L. Quackenbush: Phase Effects in  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , Containing  
 $\text{Y}_2\text{O}_3$  or  $\text{CeO}_2$ . I, Strength: Am. Ceram. Soc. Bull. 59, (1980).  
II, Oxidation: Am. Ceram. Soc. Bull. 59, (1980), 529-537.
- /70/ A.W.J.M. Rae, D.P. Thompson, N.J. Pipkin, K.H. Jack: The Structure  
of Yttrium Silicon Oxynitride and its Role in the Hot-Pressing of  
Silicon Nitride with Yttria Additions. In: Special Ceramics 6, ed.  
P. Popper, Brit. Ceram. Res. Assn., (1975), 347-360.
- /71/ D.P. Clarke: Densification of Silicon Nitride Alloys Using an  
Eutectic Liquid: an Experimental Test. In: Kuczynski, G.C.: Mat.  
Sci. Res., Vol. 13: Sintering Processes; Proc. Fifth Conf.  
Sintering and Related Phenomena, Notre Dame, June 1979, 303-310.
- /72/ F.F. Lange: Dense Silicon Nitride Ceramics: Fabrication and  
Interrelations with Properties. Wie /103/, 597-614.

- /73/ N.A. Toropor, I.A. Bondar: Silicates of Rare Earth Elements: III Izv. Akad. Nauk SSSR, Otd. Khim. Nauk, (1961), Nr.4, 544-550.
- /74/ L.J. Gauckler, H. Hohnke, T.Y. Tien: The System  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ . J. Am. Ceram. Soc. 63, (1980), 35-37.
- /75/ S. Hampshire, K.H. Jack: The Kinetics of Densification and Phase Transformation of Nitrogen Ceramics. Paper presented at "Liquid Phase Sintering". Conference, Leeds, Dec. 1980.
- /76/ G.E. Gazza: Effect of  $\text{Y}_2\text{O}_3$  Additions on Hot Pressed  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Bull. Am. Ceram. Soc. 54, (1975), 778-781.
- /77/ A. Tsuge, K. Komeya, H. Hashimoto, K. Nishida, T. Ishii: High-Strength Silicon Nitride Ceramics. Toshiba Review, 30, (1975), 580-584.
- /78/ L.J. Gauckler, H.L. Lukas, G. Petzow: Contribution to the Phase Diagramm  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ . J. Am. Ceram. Soc. 58, (1975), 346-347.
- /79/ P. Greil, J. Weiss: Evaluation of the microstructure of  $\beta'$ -SiAlON solid solution materials containing different amounts of amorphous grain boundary phase, J. Mater. Sci. 17, (1982), 1571-1578.
- /80/ Y. Oyama, O. Kamigaito: Solid Solubility of some Oxides in  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Jap. J. Appl. Phys. 10, (1971), 1637.
- /81/ Y. Oyama: Solid Solution in the Ternary System  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-AlN-Al}_2\text{O}_3$ . Jap. J. Appl. Phys. 11, (1972), 760-761.
- /82/ K.H. Jack, W.J. Wilson: Ceramics Based on the Si-Al-O-N and Related Systems. Nature (Phys. Sci.), 238 /80/, (1972), 28-29.
- /83/ Y. Oyama, O. Kamigaito: Hot-Pressing of  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Yogyo Kyokai Shi, 80 /8/, (1972), 327-336.
- /84/ M.H. Lewis, B.D. Powell, P. Drew, R.J. Lumby, B. North, A.J. Taylor: The formation of single-phase Si-Al-O-N ceramics J. Mater. Sci. 12, (1977), 61.
- /85/ L.J. Gauckler, S. Boskovic, J.K. Naik, T.Y. Tien: Liquid Phase Sintering of  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  Solid Solutions Containing Alumina. In: Workshop on Ceramics for Advanced Heat Engines CONF-770 110 Orlando, Florida, (1977), 321-329.
- /86/ G.K. Layden: Rep. R 75-912 072-4, United Technologies Research Center, Feb. 1976.
- /87/ A. Arias: Pressureless Sintered SiAlON with Low Amounts of Sintering Aid. J. Mater. Sci. 14, (1979), 1353-60.
- /88/ L.J. Gauckler, G. Petzow: Representation of Multicomponent Silicon Nitride Based-Systems. In: F.L. Riley, Nitrogen Ceramics, Nordhoff, Leyden (1977), 41-62.
- /89/ M.H. Lewis, A.R. Bhatti, R.J. Lumby, B. North: Crystallization of Mg-containing phases in  $\beta'$ -Si-Al-O-N ceramics J. Mater. Sci. 15, (1980), 438-442

- /90/ M.H. Lewis, A.R. Bhatti, R.J. Lumby, B. North:  
The microstructure of sintered Si-Al-O-N ceramics  
J. Mater. Sci. 15, (1980), 103-113.
- /91/ M.H. Lewis, G. Smith: In: "Advances in Research on the Strength  
and Fracture of Materials" edited by D.M.R. Talpin (Pergamon,  
Oxford, 1977).
- /92/ H.F. Priest, G.L. Priest, G.E. Gazza: Sintering  $\text{Si}_3\text{N}_4$  Under High  
Nitrogen Pressure.  
J. Am. Ceram. Soc. 60, (1977), 80-81.
- /93/ G.E. Gazza, R.N. Katz: Development of Advanced Sinterable  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .  
AMMRC SP 78-6; AMMRC Interagency Agreement EC-76-A-1017.
- /94/ S.T. Buljan, P.E. Stermer: High Density High Strength  $\text{Si}_3\text{N}_4$   
Ceramics Prepared by Pressureless Sintering of Partly Crystalline,  
Partly Amorphous  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Powder. US-Patent 4,073,845, Feb. 14, 1978.
- /95/ I.C. Huseby, G. Petzow: Influence of Various Densifying Additives  
on Hot-Pressed  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Powder Met. Int. 6, (1974), 17-19.
- /96/ F.F. Lange:  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{Ce}_2\text{O}_3$ - $\text{SiO}_2$  Materials: Phase Relations and Strength.  
Am. Ceram. Soc. Bull 59, (1980), 239-240, 249.
- /97/ R.W. Rice, W.J. Mc Donough: Hot-Pressed  $\text{Si}_3\text{N}_4$  with Zr-Based  
Additions. J. Am. Ceram. Soc. 58, (1975), 264.
- /98/ J. Weiss, L.J. Gauckler, T.X.: The System  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{SiO}_2$ -ZrN-ZrO<sub>2</sub>.  
J. Am. Ceram. Soc. 62, (1979), 632-634.
- /99/ N. Claussen, J. Jahn: Mechanical Properties of Sintered and Hot-  
Pressed  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -ZrO<sub>2</sub>-Composites.  
J. Am. Ceram. Soc. 61, (1978), 94-95.
- /100/ P.C. Martinengo, A. Giachello, P. Popper, A. Buri, F. Branda:  
Devitrification Phenomena of Pressureless Sintered Silicon Nitride.  
International Symposium on Factors in Densification and Sintering  
of Oxide and Non-Oxide Ceramics, Oct. 1978; Hakone, Japan.
- /101/ H. Masaki: Verfahren zur Herstellung eines hauptsächlich  
aus Siliciumnitrid bestehenden Sinterkörpers.  
Offenlegungsschrift 28 20 694, 16.11.78.
- /102/ L.J. Bowen, T.G. Carruthers, R.J. Brook: Hot-Pressing of  $\text{Si}_3\text{N}_4$   
with  $\text{Y}_2\text{O}_3$  and  $\text{Li}_2\text{O}$  as Additives.  
J. Am. Ceram. Soc. 61, (1978), 335-339.
- /103/ K.H. Jack: The Fabrication of Dense Nitrogen Ceramics.  
In: Hayne-Palmour IV: Processing of Crystalline Ceramics, Materials  
Science Research, Vol. 11, Plenum N.Y. (1978), 561f.
- /104/ H. Scholze: Glas: Natur, Struktur und Eigenschaften.  
Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York, 2. Aufl. 1977.
- /105/ I.A. Bondar, F.Y. Galakov: Izv. Akad. Nauk SSSR, Ser. Khim.,  
7, (1963), 1325.



- /106/ J.E. Weston, P.L. Pratt, B.C.H. Steele: Crystallization of grain boundary phases in hot-pressed silicon nitride materials. J. Mat. Sci. 13, (1978), 2137-2155.
- /107/ L.D. Pye: The Vitreous State in: Introduction to Glass Science. L.D. Pye, H.J. Stevens, W.C. La Course (eds.), Plenum Press New York, London (1972), 1-30.
- /108/ W. Zdaniewski: Crystallization and structure of a  $MgO-Al_2O_3-SiO_2-TiO_2$  glass ceramic, J. Mat. Sci. 8, (1973), 192-202.
- /109/ R.C. de Vekey, A.J. Majumdar: The effect of fabrication variables on the properties of cordierite based glass ceramics. Part 1, Glass technology, 14, (1973), 125-134.
- /110/ H. Masaki, O. Kamigaito: Pressureless Sintering of Silicon Nitride with Addition of  $MgO$ ,  $Al_2O_3$  and/or Spinel. Yogyo-Kyokai-Shi 84, (1976), 508-512.
- /111/ E.F. Osborn, J.F. Schairer: Am. J. Sci. 239, (1941), 726 u. 746.
- /112/ Y.M. Agamawi, J. White: Trans. Brit. Ceram. Soc. 53, (1954), 23.
- /113/ S. Prochazka, C.D. Greskovich: Development of a Sintering Process for High-Performance Silicon Nitride. Report Nr. AMMRC TR 78-32, July 1978, SRD-77-178.
- /114/ R. Becker: Der Einfluß von Verfahrensparametern und Sinterhilfsmitteln auf die Verdichtbarkeit, das Kriechverhalten und die Festigkeit von heißgepresstem Siliziumnitrid. KfK 2771, März 1979.
- /115/ W.J. Mc Donough, R.W. Rice: Silicon Nitride-Zirconium Silicate Ceramics. US Patent 4,069,059, Jan. 17, 1978.
- /116/ J.H. Palm, C.D. Greskovich: Silicon Nitride for Airborne Turbine Applications. SRD-78-076 GE-Company, July 1978.
- /117/ I.C. Huseby, H.L. Lukas, G. Petzow: Phase Equilibria in the System  $Si_3N_4-SiO_2-BeO-Be_3N_2$ . J. Am. Ceram. Soc. 58, (1975), 377-380.
- /118/ S.B.L. Prochazka, C.D. Greskovich, R.J. Charles, R.A. Giddings: Polykristalliner Siliziumnitrid-Sinterkörper und Verfahren zu dessen Herstellung. Offenlegungsschrift 27 59 159, 13.7.78.
- /119/ J.L. Iskoe, F.F. Lange, E.S. Diaz: Effect of selected impurities on the high temperature mechanical properties of hot pressed silicon nitride. J. Mater. Sci. 11, (1976), 908-912.
- /120/ R. Kossowsky: Creep and fatigue of  $Si_3N_4$  as related to microstructures. in /20/, 347-371.
- /121/ F.F. Lange, J.L. Iskoe: High Temperature Strength Behavior of hot-pressed  $Si_3N_4$  and SiC-Effect of Impurities. in /20/, 223-238.
- /122/ D.W. Richardson: Effect of Impurities on the High Temperature Properties of Hot-Pressed Silicon Nitride. Bull. Am. Ceram. Soc. 52, (1973), 560-569.
- /123/ R. Rosen, J. Bersan, G. Urbain: Viscosity of Silicate Glasses. Rev. Hautes Temper. Refract. 1, (1964), 159-164.

- /124/ R. Kossowsky: The Microstructure of Hot-Pressed Silicon Nitride. J. Mater. Sci. 8, (1979), 1603-1615.
- /125/ F.F. Lange: High Temperature Strength Behavior of Hot-Pressed  $\text{Si}_3\text{N}_4$ : Evidence for Subcritical Crack Growth. J. Am. Ceram. Soc. 57, (1974), 84-87.
- /126/ M. Mori, N. Takai: Process for Preparing Silicon Nitride Powder having a high  $\alpha$ -Phase content. US-Patent 4 122 152, (1978).
- /127/ D.R. Clarke: Effect of chlorine impurities. In: Rockwell International Report: Sintering Phenomena of Non-Oxide Silicon Compounds, S. 8f.
- /128/ F.L. Rilex: Silicon Nitrides: An Overview In: Science of Ceramics (ed.) P. Vincenzini. 12, (1983), 15-25.
- /129/ I. Oda, M. Kaneno, N. Yamamoto: Pressureless Sintered Silicon Nitride. In: Riley, F.F., Nitrogen Ceramics, Nordhoff, Leyden, (1977).
- /130/ I. Oda, M. Kaneno: Sintered Silicon Nitride Body and a Method of Producing the Same. US-Patent 4,134,947.
- /131/ M. Mitomo, M. Tsutsumi, E. Bannai, T. Tanaka: Sintering of  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Am. Ceram. Soc. Bull. 55, (1976), 313.
- /132/ T. Epicier, G. Orange: Electron Microscopy Study of the Microstructure of a Hot-Pressed Silicon Nitride. Ceramics International 8, (1982), 154-158.
- /133/ L.K.V. Lou, T.E. Mitchell, A. Heuer: Impurity Phases in Hot-Pressed  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . J. Am. Ceram. Soc. 61, (1978), 392-396.
- /134/ D. Steinmann, E. Gugel, H. Kessel: Heißpressentwicklung von Siliziumnitrid. In /24/, 321-356.
- /135/ J.J. Goldstein: Principles of Thin Film X-Ray Microanalysis. In: Introduction to Analytical Electron Microscopy. edited by J.J. Goldstein, D.C. Joy, Plenum Press, New York and London, (1982), S. 83-120.
- /136/ M.P.A. Vieggers: TEM Work On Grain Boundaries. In: Science of Ceramics 12, Ceramurgica s.r.l., Fuenza, Italy, (1983), 245-256.
- /137/ G. Wötting, G. Ziegler: Characterization of Microstructural Variables of Sintered, Hot-Pressed and Hot-Isostatically Pressed  $\text{Si}_3\text{N}_4$  and Their Correlation with Mechanical Properties. In: Science of Ceramics 12, (1983), 361-370.
- /138/ E. Butler: Observation of Dislocations in  $\beta$ -silicon Nitride. Philosophical Magazine 24, (1971), 829-834.
- /139/ R. Kossowsky: The Microstructure of hot-pressed silicon-nitride. J. Mater. Sci. 8, (1973), 1603-1615.
- /140/ D.R. Clarke, G. Thomas: Grain Boundary Phases in a Hot-Pressed MgO Fluxed Silicon Nitride, J. Am. Ceram. Soc. 60, (1977), 491-495.
- /141/ D.R. Clarke, G. Thomas: Mikrostructure of  $\text{Y}_2\text{O}_3$  Fluxed Hot-Pressed Silicon Nitride, J. Am. Ceram. Soc. 61, (1978), 114-118.

- /142/ A.H. Heurer, V. Lou, L. Ogbugji, T.E. Mitchell: Lattice Resolution Studies of Engineering Ceramics: SiC and Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.  
J. Microsc. Spectrosc. Electron. 2, (1977), 475-480.
- /143/ C.L. Krivanek, T.M. Shaw, G. Thomas: Imaging of thin intergranular phases by high-resolution electron microscopy.  
J. Appl. Phys. 50, (1979), 4223-4227.
- /144/ D.R. Clarke: On the Detection of Thin Intergranular Films By Electron Microscopy. Ultramicroscopy 4, (1979), 33-44.
- /145/ L.K.V. Lou, T.E. Mitchell, A.H. Heuer: Discussion of " Grain Boundary Phases in a Hot-Pressed MgO Fluxed Silicon Nitride "  
J. Am. Ceram. Soc. 61, (1978), 462.
- /146/ D.R. Clarke, G. Thomas:  
Reply to " Discussion of Grain Boundary Phases in a .... " hier /145/.  
J. Am. Ceram. Soc. 61, (1978), 464.
- /147/ F.F. Lange: Silicon nitride polyphase systems: fabrication, microstructure and properties. Intern. Metals Reviews 1, (1980), 1-20.
- /148/ D.R. Clarke: The Microstructure of Nitrogen Ceramics. In: Progress in Nitrogen Ceramics, (ed.) F.L. Riley, Nijhoff, ISBN 90-247-2828-2, (1983), 341-358.
- /149/ C.C. Ahn, G. Thomas: Microstructure and Grain-Boundary Composition of Hot-Pressed Silicon Nitride With Yttria and Alumina.  
J. Am. Ceram. Soc. 66, (1983), 14-17.
- /150/ O.L. Krivanek, T.M. Shaw, G. Thomas: The Microstructure and Distribution of Impurities in Hot-Pressed and Sintered Silicon Nitrides. J. Am. Ceram. Soc. 62, (1979), 585-590.
- /151/ R. Hamming, persönliche Mitteilung.
- /152/ U. Ernstberger: Oxidation von Silizium-infiltriertem Siliziumcarbid, Universität Karlsruhe, Diplomarbeit (1981).
- /153/ F.F. Lange, S.C. Singhal: Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> System: Effect of Oxidation on Stability. Am. Ceram. Soc. Bull. 54, (1975), 741.
- /154/ B.E. Deal, A.S. Grove: General Relationship for the Thermal Oxidation of Silicon. J. Appl. Phys. 36, (1965), 3770-3778.
- /155/ U.R. Evans: Rev. pure appl. Chem. 5, (1955), 1.
- /156/ K. Hauffe: Oxidation von Metallen und Metallegierungen. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York (1956), 124.
- /157/ H.A. Schaeffer: Sauerstoff- und Siliziumdiffusion in silicatischen Gläsern, Habilitationsschrift, Universität Erlangen, 1980.
- /158/ U. Ernstberger, H. Cohrt, F. Porz, F. Thümmel: Oxidation von Silizium-infiltriertem Siliziumcarbid. cfi/Ber. DKG 60, (1983), 163-173.
- /159/ P.J. Jorgensen: Effect of an electric field on silicon oxidation. J. Chem. Phys. 37, (1962), 874-877.
- /160/ D.O. Raleigh: Transport process in the thermal oxidation of silicon. J. Electrochem. Soc. 113, (1966), 782-788.

- /161/ P.V. Danckwerts: Unsteady-state diffusion or heat-conduction with moving boundary. *Trans. Faraday Soc.* 46, (1950), 701-712.
- /162/ F. Porz: Reaktionsgesintertes Siliziumnitrid: Charakterisierung, Oxidation und mechanische Eigenschaften. Dissertation, Universität Karlsruhe (1982).
- /163/ P. Goursat, P. Lortholary, D. Tetard, M. Billy: Silicon nitride and oxynitride stability in oxygen atmosphere at high temperatures. In: J.S. Anderson, M.W. Roberts, F.S. Stone: *Reactivity of solids. Proceed. 7. Internat. Sympos. on the Reactivity of Solids*, London, Chapman and Hall, (1972), 315-326.
- /164/ M. Billy: The Kinetics of Gas-Solid Reactions and Environmental Degradation of Nitrogen Ceramics. In: F.L. Riley (ed.): *Progress in Nitrogen Ceramics*. (1983) Nijhoff Publishers Boston.
- /165/ T.B. King, P.J. Koros: Diffusion in liquid silicates. In: W.D. Kingery: *Kinetics of High Temperature Process*. Cambridge, Mass.: MIT Technology Press (1959), 80-85.
- /166/ S.C. Singhal: Thermodynamics and kinetics of oxidations of hot-pressed silicon nitride. *J. Mater. Sci.* 11, (1976), 500-509.
- /167/ J. Schlichting, L.J. Gauckler: Oxidation of some  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  materials. *Powder Metallurgy Intern.* 9, (1977), 36-39.
- /168/ D. Cubicciotti, K.H. Lau: Kinetics of oxidation of hot-pressed silicon nitride containing magnesia. *J. Am. Ceram. Soc.* 61, (1978), 512-517.
- /169/ D.R. Clarke, F.F. Lange: Oxidation of  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -Alloys: Relation of Phase Equilibria in the System  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{SiO}_2$ - $\text{MgO}$ . *J. Am. Ceram. Soc.* 63, (1980), 585-593.
- /170/ D.R. Clarke: Thermodynamic Mechanism For Cation Diffusion Through An Intergranular Phase: Application To Environmental Reactions With Nitrogen Ceramics. In: F.L. Riley (ed.): *Progress in Nitrogen Ceramics*, Nijhoff, ISBN 90-247-2828-2, (1983), 421-425.
- /171/ F.F. Lange, S.C. Singhal, R.C. Kuznicki: Phase Relations and Stability Studies in the  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{SiO}_2$ - $\text{Y}_2\text{O}_3$  Pseudoternary System. *J. Am. Ceram. Soc.* 60, (1977), 249-252.
- /172/ G.Q. Weaver, J.W. Lucek: Optimization of Hot-Pressed  $\text{Si}_3\text{N}_4$ - $\text{Y}_2\text{O}_3$  Materials. *Ceramic Bulletin* 57, (1978), 1131-1136.
- /173/ D. Cubicciotti, K.H. Lau: Kinetics of Oxidation of Yttria Hot-Pressed Silicon Nitride, *J. Electrochem. Soc.* 126, (1978), 1723-1728.
- /174/ C.L. Quackenbush, J.T. Smith: Phase Effects in  $\text{Si}_3\text{N}_4$  Containing  $\text{Y}_2\text{O}_3$  or  $\text{CeO}_2$ : II, Oxidation. *Ceramic Bulletin*, 59, (1980), 533-537.
- /175/ H. Knoch, J. Schlichting: Beitrag zum Oxidationsverhalten von  $\text{Y}_2\text{O}_3$ -haltigem heißgepressten Siliziumnitrid. *Sprechsaal* 114, (1981), 99-103.

- /176/ L.L. Hench, P.N. Vaidyanathan, S. Dutta: Effect of  $Y_2O_3$  and  $Al_2O_3$  on the Oxidation Resistance of  $Si_3N_4$ . In: Proceedings of the 6th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, The American Ceramic Society, (1982), 587-595.
- /177/ Y. Hasegawa, H. Tanaka, M. Tsutsumi, H. Suzuki: Oxidation Behavior of Hot-Pressed  $Si_3N_4$  with Addition of  $Y_2O_3$  and  $Al_2O_3$ . *Yogyo-Kyokai-Shi* 88, (1980), 292-297.
- /178/ K. Wagner: Passivity during the Oxidation of Silicon at Elevated Temperatures. *J. Appl. Physics* 29, (1958), 1295-1297.
- /179/ Y. Inomata, J. Ichikawa, M. Nakamura: The oxidation in air of sialon materials formed without densification aids. *J. Mat. Sci.*, 16, (1981), 2625-2628.
- /180/ A.H. Schaeffer: Silicon and Oxygen Diffusion in Oxide Glasses. In: Materials Science Research, Vol. 9, Mass Transport Phenomena in Ceramics, A.R. Cooper, A.H. Heuer (eds.), Plenum Press, New York, (1975), 311-325.
- /181/ P. Greil: Einfluß der intergranularen Glasphase auf die Hochtemperatureigenschaften von  $\beta$ - $SiAlON$ en. Dissertation, Universität Stuttgart, (1982).
- /182/ W.C. Tripp, H.C. Graham: Oxidation of  $Si_3N_4$  in the Range 1300°C to 1500°C. *J. Am. Ceram. Soc.* 59, (1976), 399-403.
- /183/ G.N. Babini, A. Belloni, P. Vincenzini: Oxidation of Silicon nitride hot pressed with  $Y_2O_3 + MgO$ . *J. Mater. Sci.*, 13, (1983), 231-244.
- /184/ D. Tétard, P. Lortholary, P. Goursat, M. Billy: Recherches sur les nitrures de silicium. *Rev. int. Hautes Temp. et Réfract.* 10 (1973), 153-159.
- /185/ M. Mitomo, J.H. Sharp: Oxidation of  $\alpha$ - and  $\beta$ -Silicon Nitride. *Yogyo-Kyokai-Shi* 84, (1976), 33-36.
- /186/ H.C. Evitts, H.W. Cooper, S.S. Flaschen: Rates of Formation of Thermal Oxids of Silicon. *J. Electrochem. Soc.* 111, (1964), 688-690.
- /187/ A.G. Revesz, R.J. Evans: Kinetics and Mechanism of Thermal Oxidation of Silicon with Special Emphasis on Impurity Effects. *J. Phys. Chem. Solids*, 30, (1969), 551-564.
- /188/ H. Cohrt: Mechanik und Mechanismen des Biegekriechens von reaktionsgebundenem Siliziumkarbid. Dissertation, Universität Karlsruhe, (1984).
- /189/ T.G. Langdon: Grain boundary deformation processes. In: R.C. Bradt, R.E. Tressler, Eds., Deformation of Ceramic Materials, Plenum Press, New York, London, (1975), 101-126.
- /190/ W.R. Cannon, T.G. Langdon: Review Creep of Ceramics. *J. Mater. Sci* 18, (1983), 1-50.
- /191/ J.M. Lifshitz: On The Theory of Diffusion-Viscous Flow of Polycrystalline Bodies. *Sov. Phys. JETP* 17, (1983), 909-920.

- /192/ W.A. Rachinger: Relative Grain Translations in the Plastic Flow of Aluminium. *J. Inst. Met.* 81, (1952-53), 33-41.
- /193/ F.R.N. Nabarro: Deformation of Crystals by the Motion of Single Ions. In: Report of a Conference on Strength of Solids, The Physical Society, London (1948), 75-90.
- /194/ C. Herring: Diffusional Viscosity of a Polycrystalline Solid. *J. Appl. Phys.* 21, (1950), 437-445.
- /195/ R.L. Coble: A Model for Boundary Diffusion Controlled Creep in Polycrystalline Materials. *J. Appl. Phys.* 34, (1963), 1679-1682.
- /196/ F.W. Crossman, M.F. Ashby: The Non-Uniform Flow of Polycrystals by Grain-Boundary Sliding Accomodated by Power-Law Creep. *Acta Met.* 23, (1975), 425-440.
- /197/ E. Orowan: The Creep of Metals. *West Sct. Iron and Steel Inst. J.* 54, (1946-47), 45-96.
- /198/ T.G. Langdon: Grain Boundary Sliding as a Deformation during Creep. *Phil. Mag.* 12, (1970), 689-700.
- /199/ R.C. Gifkins: The Grain-Size Dependence of Creep Rate in Recovery Creep. *J. Austral. Inst. Metals* 18, (1973), 137-145.
- /200/ R.L. Tsai, R. Raj: The Role of Grain Boundary Sliding in Fracture of Hot-Pressed  $\text{Si}_3\text{N}_4$  at High Temperatures. *J. Am. Ceram. Soc.* 63, (1980), 513-517.
- /201/ D.R. Clarke: Microstructural Aspects of Creep Deformation in Two Phase Ceramics. In: Surfaces and Interfaces in Ceramic and Ceramic-Metal Systems. J. Pask, A. Evans eds. Plenum Press, New York, (1981), 307-315.
- /202/ J.M. Birch, B. Wilshire, D.J. Godfrey: Deformation and Fracture Processes during Creep of Reaction Bonded and Hot Pressed Silicon Nitride, Proceedings of the British Ceramic Society 26, (1978), 141-155.
- /203/ A.G. Evans, A. Rana: High Temperature Failure Mechanisms in Ceramics. *Acta. Met.* 28, (1980), 129-141.
- /204/ R. Raj, P.E.D. Morgan: Activation Energies for Densification, Creep, and Grain-Boundary Sliding in Nitrogen Ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.* 64, (1981), C-143-C-145.
- /205/ R.M. Cannon: Deformation and Mass Transport in Silicon Nitride. In: Progress in Nitrogen Ceramics, F.L. Riley (ed.), Nijhoff, (1983), 511-513.
- /206/ F.F. Lange: High Temperature Deformation and Fracture Phenomena of Polyphase  $\text{Si}_3\text{N}_4$  Materials. In: Progress in Nitrogen Ceramics, F.L. Riley (ed.), Nijhoff, (1983), 467-490.
- /207/ S.M. Wiederhorn, N.J. Tighe: Structural Reliability of Yttria-Doped Hot-Pressed Silicon Nitride at Elevated Temperatures. *J. Am. Ceram. Soc.* 66, (1983), 884-889.

- /208/ D.C. Larsen: Property Screening and Evaluation of Ceramic Turbine Engine Materials. AFML-TR-79-4188 (1979).
- /209/ A. Venkateswaran, D.P.H. Hasselman: Elastic creep of stressed solids due to time-dependent changes in elastic properties. *J. Mater. Sci.* 16, (1981), 1627-1632.
- /210/ D.P.H. Hasselman, A. Venkateswaran, C. Shih: Elastic Creep of Brittle Ceramics with Special Reference to Creep by Crack Growth in Aluminium Oxide. In: *Surfaces and Interfaces in Ceramic and Ceramic-Metal-Systems*, J. Pask, A. Evans (eds.), Plenum Pr., (1981), 271-282.
- /211/ R.L. Tsai, R. Raj: Dissolution Kinetics of  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  in an Mg-Si-O-N Glass. *J. Am. Ceram. Soc.* 65, (1982), 270-274.
- /212/ R. Raj, C.K. Chyung: Solution-Precipitation Creep in Glass Ceramics. *Acta Met.* 29, (1981), 159-155.
- /213/ W.R. Blumenthal: Mechanical Response of Ceramics to Creep Loading. Ph.D. Thesis, University of California, Berkley, California 94720, (1983).
- /214/ A.S. Evans, W.R. Blumenthal: High Temperature Failure in Ceramics. In: *Fracture Mechanics of Ceramics* 6, R.C. Bradt et al. (eds.), Plenum Pr., (1983), 423-443.
- /215/ G. Grathwohl: Regimes of Creep and Slow Crack Growth in High-Temperature Rupture of Hot-Pressed Silicon Nitride. In: *Deformation of Ceramics II*, R.E. Tressler et al. (eds.), Plenum Publ. Co., (1984), 573-586.
- /216/ D.W. Durney: Solution-transfer, an Important Geological Deformation Mechanism. *Nature* 235, (1972), 315-317.
- /217/ R. Raj: Creep in Polycrystalline Aggregates by Matter Transport Through a Liquid Phase. *Journal of Geophysical Research* 87, (1982), 4731-4739.
- /218/ J.-G. Wang, R. Raj: Mechanism of Superplastic Flow in a Fine-Grained Ceramic Containing Some Liquid Phase. *J. Am. Ceram. Soc.* 57, (1984), 399-409.
- /219/ F.F. Lange, D.R. Clarke, B.J. Davis: Compressive Creep of  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{MgO}$  Alloys. *J. Mater. Sci.* 15, (1980), 611-615.