

(12) NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES
PATENTWESENS (PCT) VERÖFFENTLICHTE INTERNATIONALE ANMELDUNG

(19) Weltorganisation für geistiges
Eigentum

Internationales Büro

(43) Internationales
Veröffentlichungsdatum
18. Juli 2013 (18.07.2013)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2013/104748 A1

(51) Internationale Patentklassifikation:

C03C 3/064 (2006.01) C03C 3/087 (2006.01)
C03C 3/066 (2006.01) C03C 3/091 (2006.01)
C03C 3/068 (2006.01) C03C 3/093 (2006.01)
C03C 3/078 (2006.01) C03C 3/095 (2006.01)
C03C 3/083 (2006.01) C03B 5/193 (2006.01)
C03C 3/085 (2006.01)

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2013/050467

(22) Internationales Anmeldedatum:
11. Januar 2013 (11.01.2013)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(30) Angaben zur Priorität:
10 2012 100 233.9
12. Januar 2012 (12.01.2012) DE

(71) Anmelder: SCHOTT AG [DE/DE]; Hattenbergstr. 10,
55122 Mainz (DE).

(72) Erfinder: RITTER, Simone; Rathenaustraße 6, 55131
Mainz (DE). KOLBERG, Uwe; Henry-Moisand-Straße
19a, 55130 Mainz (DE). HANSEN, Stefanie;

Königsberger Str. 8, 55457 Gensingen (DE).
WEINGÄRTNER, Thomas; Kaiser-Karl-Str. 22, 55435
Gau-Algesheim (DE). DE LUCA, Caroline;
Windthorststraße 3, 55131 Mainz (DE). KIRSCH,
Thomas; Regerstraße 6, 55127 Mainz (DE). SKIBA,
Peter-Franz; St. Martin-Straße 5, 55595 Rüdesheim (DE).

(74) Anwalt: FUCHS PATENTANWÄLTE; Westhafenplatz
1, 60327 Frankfurt am Main (DE).

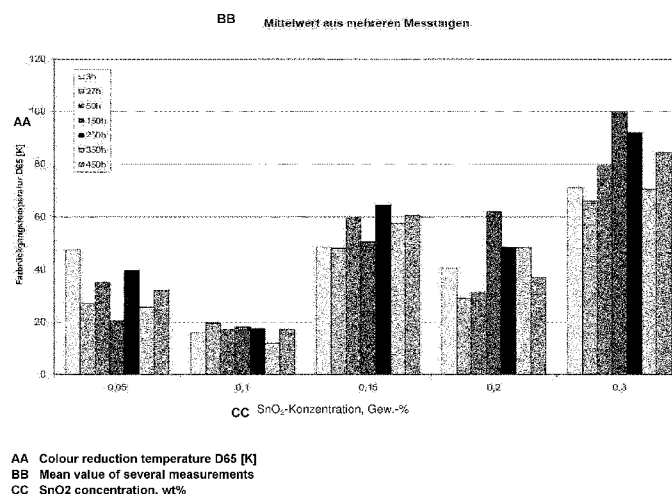
(81) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für
jede verfügbare nationale Schutzrechtsart): AE, AG, AL,
AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW,
BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK,
DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM,
GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN,
KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD,
ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI,
NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU,
RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ,
TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA,
ZM, ZW.

(84) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für
jede verfügbare regionale Schutzrechtsart): ARIPO (BW,
GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ,

[Fortsetzung auf der nächsten Seite]

(54) Title: HIGHLY TRANSMISSIVE GLASSES WITH HIGH SOLARISATION RESISTANCE, USE THEREOF AND
METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54) Bezeichnung : HOCHTRANSMITTIVE GLÄSER MIT HOHER SOLARISATIONSBESTÄNDIGKEIT, IHRE
VERWENDUNG UND VERFAHREN ZU IHRER HERSTELLUNG



(57) Abstract: This invention relates to glasses that are highly transparent and have very good resistance to solarisation. The good resistance to solarisation is favoured to a special extent by the production method. The concentrations of reduced polyvalent ion species are reduced by targeted use of bubbling with an oxidising gas. The invention also relates to a method for producing glasses according to the invention and to the uses thereof, particularly as core glasses in optical waveguides. In addition, this invention relates to an optical waveguide comprising the glass according to the invention as the core glass and a cladding glass.

(57) Zusammenfassung:

[Fortsetzung auf der nächsten Seite]

WO 2013/104748 A1



TZ, UG, ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), europäisches (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

Veröffentlicht:

- mit internationalem Recherchenbericht (Artikel 21 Absatz 3)
- vor Ablauf der für Änderungen der Ansprüche geltenden Frist; Veröffentlichung wird wiederholt, falls Änderungen eingehen (Regel 48 Absatz 2 Buchstabe h)

Diese Erfindung betrifft Gläser, die hochtransparent sind und sehr gute Beständigkeit gegenüber Solarisation aufweisen. Die gute Beständigkeit gegenüber Solarisation wird durch das Herstellungsverfahren in besonderem Maße begünstigt. Durch gezielten Einsatz von Bubbling mit einem oxidierenden Gas werden die Konzentrationen reduzierter Spezies polyvalenter Ionen vermindert. Die Erfindung betrifft auch ein Verfahren zur Herstellung erfindungsgemäßer Gläser und ihre Verwendungen, insbesondere als Kerngläser in Lichtleitern. Außerdem betrifft diese Erfindung einen Lichtleiter, der das erfindungsgemäße Glas als Kernglas und ein Mantelglas umfasst.

Hochtransmittive Gläser mit hoher Solarisationsbeständigkeit, ihre Verwendung und Verfahren zu ihrer Herstellung

Diese Erfindung betrifft Gläser, die hochtransparent sind und sehr gute Beständigkeit gegenüber Solarisation aufweisen, ein Verfahren zu deren Herstellung und ihre Verwendungen. Die Gläser dieser Erfindung werden vorzugsweise als Kernglas in einem Lichtleiter verwendet. Außerdem betrifft diese Erfindung einen Lichtleiter, der das erfindungsgemäße Glas als Kernglas und ein Mantelglas umfasst. Die Erfindung betrifft auch die Verwendung eines solchen Glases für die Bereiche Abbildung, Projektion, Telekommunikation, optische Nachrichtentechnik, Mobile Drive und Lasertechnologie sowie optische Elemente bzw. Vorformen (so genannte „Preformen“) solcher optischen Elemente.

Faseroptische Lichtleiter finden zunehmend größere Verbreitung bei der Lichtübertragung in den unterschiedlichsten technischen und medizinischen Bereichen, z.B. in der allgemeinen Industrietechnik, der Beleuchtungs- und Verkehrstechnik, der Automobilindustrie, in der Medizintechnik wie Dentalmedizin oder Endoskopie usw. Aufgrund ihrer guten thermischen und chemischen Widerstandsfähigkeit werden in der Regel faseroptische Lichtleiter aus Glas eingesetzt, die aus zu Faserbündeln zusammengesetzten Einzelfasern bestehen. Die einzelne Lichtleitfaser leitet das Licht bekanntlich durch Totalreflexion. Die am weitesten verbreiteten Lichtleitfasern sind die Stufenindexfasern, die aus einem Kern aus Kernglas bestehen, wobei das Kernglas eine konstante Brechzahl über seinen Querschnitt besitzt. Das Kernglas ist von einem Mantel aus Mantelglas umgeben, das eine niedrigere Brechzahl als das Kernglas besitzt. An der Grenzfläche zwischen Kern- und Mantelglas tritt die Totalreflexion auf.

Die Lichtmenge, die in eine solche Faser eingekoppelt werden kann, ist bekanntlich proportional dem Quadrat der numerischen Apertur (NA) der Faser und der Querschnittsfläche des Faserkerns. Die NA entspricht dem Sinus des Winkelbereichs innerhalb dessen Licht von der Faser aufgenommen werden kann. Der Winkelbereich wird auch als Öffnungswinkel angegeben.

Neben der numerischen Apertur spielt natürlich auch die Dämpfung des Lichts in der Faser eine große Rolle. Deshalb können nur Kerngläser mit geringer Dämpfung Verwendung finden. Die Rohstoffe zum Erschmelzen solcher Kerngläser sind auf Grund ihrer hohen Reinheit recht teuer, was zu erheblichen Herstellungskosten solcher Fasern bzw. daraus hergestellter Lichtleiter führen kann. Weiterhin sollten toxische Bestandteile wie PbO , CdO , As_2O_3 , BeO , HgO , Ti_2O , ThO_2 aus Gründen des Umweltschutzes nicht mehr verwendet werden.

Neben der Lichtmenge, die ein faseroptischer Lichtleiter überträgt, spielt häufig auch eine farbsticharme Übertragung des Lichtes durch ihn eine bedeutende Rolle. Aufgrund der spektralen Transmissionsabhängigkeit des Kernglases, das die Fasern enthalten, erfolgt eine mehr oder weniger starke Farbverschiebung des Farbortes der eingekoppelten Lichtquelle, was sich meist in einem Gelbstich des aus dem Lichtleiter austretenden Lichtes bemerkbar macht. Dies wirkt sich überall dort störend

aus, wo es auf farbneutrale Wiedergabe ankommt, z.B. in der medizinischen Endoskopie, bei fotografischer Bilddokumentation zur Differenzierung von z.B. gesundem und malignem Gewebe u.a.m.

Insbesondere bei mobilen Anwendungen ist weiterhin die Zuverlässigkeit der Faser von Bedeutung, d.h. die Alterungsbeständigkeit bei Temperaturwechselbeanspruchungen zwischen ca. -50°C und 110°C , die Beständigkeit gegenüber mechanischen Beanspruchungen, insbesondere die Schwingungsfestigkeit sowie die chemische Beständigkeit gegenüber Umwelteinflüssen und Reinigungsprozeduren. Dabei sind insbesondere die Klimabeständigkeit und die Beständigkeit des Kerns gegenüber alkalischen Lösungen von Bedeutung. Von Bedeutung ist auch die Dichte der Fasern, da diese einen direkten Einfluss auf die Nutzlast und den Treibstoffverbrauch eines Flugzeugs oder Automobils ausübt. Die Dichte einer Stufenindexfaser wird hauptsächlich durch die Dichte des Kernglases bestimmt.

Die Herstellung optischer Stufenfasern aus Mehrkomponentengläsern erfolgt entweder über das sogenannte Doppeltiegel- oder Stab-Rohr-Verfahren. In beiden Fällen werden Kern- und Mantelglas auf Temperaturen erhitzt, die einen Viskositätsbereich zwischen 10^5 bis 10^6 dPas entsprechen, und dabei zu einer Faser ausgezogen. Damit eine stabile Faser niedriger Dämpfung hergestellt werden kann, müssen zum einen das Kern- und Mantelglas in einer Reihe von Eigenschaften wie Viskositätsverlauf, thermischer Ausdehnung, Kristallisationsneigung u.a.m. kompatibel zueinander sein und zum anderen eine hohe Reinheit aufweisen, die, wie erwähnt, durch reine Rohstoffe und vor allem durch das Herstellungsverfahren gewährleistet wird. Insbesondere darf es in der Grenzfläche zwischen Faserkern und Fasermantel nicht zu Reaktionen zwischen Kern- und Mantelglas, z.B. Diffusion oder Kristallisation, kommen, was eine Totalreflexion des im Faserkern geführten Lichtes stört und dadurch die Dämpfung erhöht. Darüber hinaus wird auch die mechanische Festigkeit der Faser durch Kristallisation beeinträchtigt. Außerdem beeinflussen polyvalente Komponenten, die z.B. als Läutermittel bei der Glasherstellung fungieren oder als Verunreinigung ins Glas gelangen, die Änderung der spektralen Transmission im Einsatz mit den Strahlungsquellen. Dieser Effekt wird Solarisation genannt.

Weiterhin spielen die Schmelzaggregate insofern eine Rolle, als diese ebenfalls Kontamination verursachen können und diese sich negativ auf die Dämpfung und andere Eigenschaften auswirken. So erzeugt der Eintrag von Platin aus einem Pt-Aggregat erhöhte Dämpfungswerte im kurzwelligen Bereich. In einem Quarzaggregat kommt es hingegen zu einer erhöhten Auflösung des SiO_2 -Aggregates. Der erhöhte SiO_2 - und Verunreinigungseintrag (z.B. Fe) ins Glas führt zur Änderung der Eigenschaften wie z.B. des Brechungsindex bzw. der Dämpfung. Die Einstellung dieser Parameter wird durch den so initialisierten instabileren Schmelzprozess erschwert.

Wie oben erwähnt, ist Solarisation die Verringerung der Transmission in verschiedenen Wellenlängenbereichen eines Glases nach Bestrahlung mit Licht, wie z.B. UV-Licht. Je länger ein Glas bestrahlt wird, desto stärker ist dieser Effekt ausgeprägt. Für Lichtleiter ist es essenziell, dass die Solarisation so gering wie möglich gehalten wird, weil sie häufigen intensiven Lichteinwirkungen ausgesetzt sind.

Solarisation kann gemessen werden, indem die Transmission eines Glases vor und nach einer Bestrahlung miteinander verglichen wird. Als Maß wird hier der Rückgang der Farbtemperatur im Vergleich zur Normlichtart D65 herangezogen.

5

Die Normlichtart D65 entspricht der Strahlungsverteilung eines planckschen Strahlers (schwarzer Körper) bei einer Temperatur von 6500 K. Dies entspricht in etwa der Strahlungsverteilung von Tageslicht an einem grauen, wolkenverhangenen Tag.

10 Der Farbort und die Farbtemperatur D65 werden aus dem Transmissionsspektrum des Lichtleiters errechnet. Zunächst wird das Spektrum des unbestrahlten Lichtleiters gemessen und die Farbtemperatur berechnet. Nach Bestrahlung mit Lichtquellen treten in den Kerngläsern Farbzentren und Defekte auf, welche die Transmission im UV- und VIS-Bereich abschwächen. Es wird die Farbtemperaturdifferenz zwischen unbestrahltem und bestrahltem Lichtleiter gebildet und als Maß für die Solarisation
15 verwendet.

Mit der Bestrahlung des Glases nimmt die Transmission ab. Der Beobachter stellt eine teilweise deutliche Verschiebung der Farbwahrnehmung des transmittierten Lichts fest. Für den durchschnittlichen Beobachter ist ab einer Farbtemperaturänderung D65 von 150 K ein Unterschied erkennbar.

20

In der Praxis ist eine hohe Farbtemperatur für Lichtleiter erforderlich, um eine gute Farbwiedergabe und damit einen unverfälschten Farbeindruck des beleuchteten Objekts zu gewährleisten. Gerade Gläser, die als Kerngläser in Lichtleitern eingesetzt werden sollen, müssen eine geringe Dämpfung (in dB/km) aufweisen. Schließlich muss das Licht in den Lichtleitern über vergleichsweise weite Strecken
25 möglichst absorptionsarm transportiert werden.

DE 102 45 987 B3 beschreibt bleihaltige Kerngläser, die sich durch eine niedrige Dämpfung und neutrale Farbübertragung auszeichnen und unter Verwendung umweltfreundlicher Rohstoffe hergestellt werden. Die Gläser enthalten kein Zinn. Würde dieses Glas einer Zinnläuterung bei den dann erforderlichen hohen Temperaturen unterzogen, würde sich die Dämpfung bei 900 bis 1100 nm stark erhöhen. Die niedrige Dämpfung lässt sich mit diesem Glas nur bei niedrigen Wellenlängen erzielen, im Bereich des IR würde sich eine starke Fe^{2+} -Bande in etwa bei 1050 nm zeigen. Außerdem ist anzunehmen, dass das Glas stark zur Solarisation neigt, weil herkömmliche Läutermittel (Arsen- und Antimonoxid) verwendet werden. Diese Läutermittel sind weiterhin wegen ihrer toxischen Wirkung
30 unerwünscht.

35

DE 10 2007 063 463 A1 beschreibt ein Kernglas für Lichtleiter. Das darin beschriebene Glas muss bei niedrigen Temperaturen geläutert werden, weil sich sonst ein zu hoher Platingehalt im Glas einstellt. As_2O_3 und Sb_2O_3 werden als bevorzugte Läutermittel vorgestellt. Bei Verwendung dieser Läutermittel

lässt sich eine hervorragende Solarisationsbeständigkeit nicht erzielen. Zinnläuterung wird nicht empfohlen.

DE 3026605 A1 beschreibt optische Gläser mit guter Beständigkeit. Allerdings werden dort große Mengen an CaO und MgO eingesetzt. Ferner kommt TiO₂ zum Einsatz, was die Dämpfung des Glases insbesondere im UV-Bereich stark beeinträchtigt. Daher werden mit dem dort beschriebenen Glas die erfindungsgemäßen Dämpfungswerte nicht erzielt, was für die dort beabsichtigte Anwendung auch gar nicht notwendig ist, weil dort sehr dünne Glasschichten hergestellt werden sollen und gerade keine Fasergläser.

JP 2009-203083 A beschreibt Glaszusammensetzungen mit geringem SiO₂-Gehalt. Damit ist eine für Fasergläser benötigte chemische Beständigkeit nicht zu erreichen. Außerdem werden viele brechwerterhöhende Komponenten eingesetzt, was aufgrund der darin immer enthaltenen Verunreinigung eine gute Dämpfung nicht ermöglicht.

JP 2009-263141 A lehrt optische Gläser, die TiO₂ enthalten müssen und mit klassischen Läutermitteln geläutert werden. Damit sind erfindungsgemäße Dämpfungswerte nicht zu erzielen.

Im Stand der Technik sind durchaus Gläser bekannt, die ohne den Einsatz von PbO eine vernünftige Dämpfung ermöglichen. Diese Dämpfung bezieht sich aber im Regelfall nur auf Wellenlängenbereiche von ca. 400 bis 800 nm. Im IR-Wellenlängenbereich wurden keine entsprechenden Dämpfungen ermöglicht. Außerdem führt der Verzicht auf PbO als Glaskomponente im Stand der Technik dazu, dass die durch PbO vermittelte Solarisationsbeständigkeit stark abnimmt.

Es ist die Aufgabe der Erfindung, Gläser bereit zu stellen, die sehr solarisationsbeständig sind und eine geringe Dämpfung aufweisen. Die Gläser sollen als Kernglas in Lichtleitern eingesetzt werden können. Ferner sollen die Gläser in hoher Reinheit herstellbar sein und gute Beständigkeit, insbesondere gegenüber alkalischen Lösungen aufweisen. Die Beständigkeit gegenüber alkalischen Lösungen ist wichtig, damit die Gläser im medizinischen Bereich eingesetzt werden können. In diesem Bereich werden oft alkalische Reinigungsmittel eingesetzt.

Die Aufgabe wird durch die Gegenstände der Patentansprüche gelöst.

Die Aufgabe wird durch ein Glas gelöst, das SnO₂ umfasst und bei einer Wellenlänge von 1050 nm eine Dämpfung von bis zu 1300 dB/km aufweist. Bevorzugte Ausführungsformen weisen bei der genannten Wellenlänge sogar Dämpfungen von <1050 dB/km, <900 dB/km, <800 dB/km oder sogar <400 dB/km auf. Werte von <400 dB/km werden insbesondere von Gläsern mit einem Brechwert von <1,65 erreicht. Die Dämpfung wird nach DIN 58141-1 bestimmt. In einigen bevorzugten Ausführungsformen beträgt die genannte Dämpfung wenigstens 50 dB/km oder wenigstens 100 dB/km.

Diese niedrige Dämpfung im nahen IR-Bereich ist auf das sehr vorteilhafte Verhältnis von $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$ zurück zu führen, das bevorzugt einen möglichst geringen Zahlenwert aufweist. Das bedeutet, dass bevorzugt mehr Fe^{3+} als Fe^{2+} in dem Glas enthalten ist. Dieses vorteilhafte Verhältnis lässt sich im Glas kaum bestimmen, weil der Gehalt an Eisen eine Verunreinigung des Glases darstellt, die nur in sehr geringen Mengen vorhanden ist und sich damit unterhalb der Nachweisgrenze für Fe^{2+} und Fe^{3+} bewegt. Deshalb ist die Dämpfung ein Maß für die Konzentration von Eisen in allen Oxidationsstufen und für das Verhältnis $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$.

Eine geringe Verunreinigung mit Eisen lässt sich nicht verhindern. Es wird durch Rohstoffe, aber auch durch angrenzendes Material des Schmelzaggregates eingebracht. In bevorzugten Ausführungsformen beträgt die Dämpfung bei 1050 nm lediglich <300 dB/km, weiter bevorzugt <250 dB/km und weiter bevorzugt <180 dB/km und ganz besonders bevorzugt <150 dB/km.

Die Dämpfung bei 1050 nm ist also ein Maß für die Menge an Fe^{2+} , die im Glas vorhanden ist. Bislang wurde versucht im Wege der Auswahl besonders reiner Rohstoffe eine Verminderung des Gehaltes an Fe^{2+} sicher zu stellen. Dies ist allerdings sehr teuer und aufwendig. Niedrige Valenzstufen von Elementen - und damit vom Eisen das Fe^{2+} - entstehen bei hohen Temperaturen in besonderem Maße.

Die Gläser dieser Erfindung werden unter Verwendung von SnO_2 geläutert. Im Gegensatz zu den herkömmlich als Läutermittel verwendeten Oxiden von Arsen und Antimon verursacht SnO_2 kaum Solarisation.

Die Gläser dieser Erfindung werden vorzugsweise nach dem Läutern gebubbelt, um einen Großteil des im Glas enthaltenen Fe^{2+} in Fe^{3+} zu überführen. Der Grund ist, dass sich das Gleichgewicht $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$ nach dem Läutern bei niedrigeren Temperaturen wieder zugunsten des Fe^{3+} verschiebt. Erst wenn das Glas erstarrt ist, wird das Gleichgewicht gleichsam eingefroren. Es wird erfindungsgemäß also bei vergleichsweise niedrigen Temperaturen gebubbelt.

Das erfindungsgemäße Glas umfasst Fe^{2+} und/oder Fe^{3+} vorzugsweise in einem Gehalt von 0 bis 10 ppm. Weiter bevorzugt umfasst das erfindungsgemäße Glas Eisen in einem Gehalt von vorzugsweise wenigstens 0,1 ppm und vorzugsweise höchstens 10 ppm (m/m). In bevorzugten Ausführungsformen beträgt der Eisengehalt höchstens 5 ppm, weiter bevorzugt höchstens 3 ppm und insbesondere höchstens 2 ppm. Gemeint ist der Gehalt aller Eisenspezies, also insbesondere Fe^{2+} und Fe^{3+} . Sofern nichts anderes angegeben ist, beziehen sich Angaben in ppm und ppb stets auf Massenverhältnisse.

Die Komponente SnO_2 erlaubt es, auf die üblichen Läutermittel As_2O_3 und Sb_2O_3 zu verzichten. Bevorzugte Gläser dieser Erfindung sind daher frei von As_2O_3 und/oder Sb_2O_3 . Neben ihrer toxischen Wirkung verstärken Arsen und Antimon die Solarisationsneigung eines Glases sehr stark. Der Ver-

zucht auf Arsen und Antimon trägt dazu bei, dass das erfindungsgemäße Glas hervorragende Eigenschaften hinsichtlich der Solarisation aufweist und umweltunbedenklich ist.

Solarisation wird durch Defektzentren (u.a. Farbzentren) verursacht. SnO_2 bildet diese selbst nicht und animiert offenbar auch keine anderen Komponenten, solche auszubilden. SnO_2 fördert demnach sogenannte Sekundärreaktionen, die zu Defektzentren führen, nicht. Es ist diesbezüglich inaktiv.

Vorzugsweise beträgt der Gehalt an SnO_2 in den Gläsern dieser Erfindung wenigstens 0,01 Gew.-% weiter bevorzugt wenigstens 0,03 Gew.-% und noch weiter bevorzugt wenigstens 0,04 Gew.-%. SnO_2 dient als Läutermittel und verursacht im Vergleich zu anderen Läutermitteln keine merkliche oder kaum Solarisation. Mit zu geringen Mengen gelingt keine zufrieden stellende Läuterung. Sind die Mengen zu hoch, hat SnO_2 doch einen negativen Einfluss auf die Solarisationsneigung. Letzteres ist verursacht durch Einbringung von unerwünschten Verunreinigungen, wie zum Beispiel Eisenoxid, durch das SnO_2 und außerdem durch das erhöhte Redoxpotential mit diesen Verunreinigungen. Daher soll der Gehalt dieser Komponente im Glas vorzugsweise einen Wert von 1 Gew.-%, weiter bevorzugt 0,8 Gew.-%, besonders bevorzugt 0,4 Gew.-%, nicht übersteigen.

Das erfindungsgemäße Glas zeigt vorzugsweise selbst nach mehreren hundert Stunden Bestrahlung mit einer 300W Xenon-Hochdruck-Kurzbogenlampe keine bis nur sehr geringe Änderung der Dämpfung über den gesamten Wellenlängenbereich von >400 bis 1050 nm auf. Vorzugsweise beträgt die Dämpfung eines Lichtleiters mit 5 mm Durchmesser und 1000 mm Länge bei einer Wellenlänge von 1050 nm auch nach einer Bestrahlung von 450 Stunden mit einem transmittierten Lichtstrom von 1500 lm und/oder einer 300W Xenon-Hochdruck-Kurzbogenlampe weniger als 1300 dB/km, bevorzugt sogar weniger als 1050 dB/km, weiter bevorzugt weniger als 900 dB/km oder weniger als 800 dB/km. Besonders bevorzugt beträgt dieser Wert weniger als 400 dB/km.

Wenn es in dieser Beschreibung heißt, Gläser seien frei von einer Komponente oder enthalten eine gewisse Komponente nicht, so ist damit gemeint, dass diese Komponente allenfalls als Verunreinigung in den Gläsern vorliegen darf. Das bedeutet, dass sie nicht in wesentlichen Mengen zugesetzt wird. Nicht wesentliche Mengen sind erfindungsgemäß Mengen von weniger als 100 ppm, bevorzugt weniger als 50 ppm und am meisten bevorzugt weniger als 10 ppm.

Die Gläser dieser Erfindung sind vorzugsweise Fasergläser, insbesondere Kerngläser in Lichtleitern. Die Gläser sind daher vorzugsweise faserförmig, d.h. insbesondere wenigstens 1 m lang und haben vorzugsweise einen im Wesentlichen kreisrunden Querschnitt.

Das erfindungsgemäße Glas wird mit SnO_2 geläutert. SnO_2 ist ein Hochtemperaturläutermittel, das erst bei höheren Temperaturen den für die Läuterung benötigten Sauerstoff freigesetzt. Es müssen also höhere Temperaturen während der Läuterung herrschen als beim Läutern mit Arsen- oder Antimonoxiden. Hohe Temperaturen führen jedoch, wie oben erwähnt, zu Reduktion polyvalenter Ionen,

wie zum Beispiel des Eisens, das zu Fe^{2+} reduziert wird. Diese Ionen werden durch Rohstoffe oder durch das Schmelzaggregat in das Glas eingebracht. Selbst bei Einsatz von hochreinen Rohstoffen ist eine Verunreinigung im ppb-Bereich vorhanden.

- 5 Die Verwendung des SnO_2 als Läutermittel und damit der mögliche Verzicht auf andere Läutermittel wie As_2O_3 und Sb_2O_3 ermöglicht die Herstellung eines Glases guter innerer Qualität (blasenarm) und insbesondere einer hohen Solarisationsbeständigkeit.

10 Die Maßnahmen dieser Erfindung bewirken, dass der durch die Solarisation bewirkte Farbtemperaturrückgang des Glases bezogen auf die Normlichtquelle D65 nach Bestrahlung bei den gewählten Testbedingungen kleiner als 150 K beträgt. Die Farbtemperatur D65 berechnet sich aus dem spektra-

15 len Transmissionsverlauf, der nach DIN 58141 Part 2 gemessen wird. Die gewählten Testbedingungen sind eine Lichtquelle Zeiss Superlux 301, das Leuchtmittel: Perkin Elmer 300BF, die Lichtleiterdimension mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Länge von 1000 mm bei einer Umgebungstemperatur von

23°C.

Die Hochtemperaturläuterung wirkt sich bei Anwesenheit von Eisenoxid negativ auf die Dämpfung des Glases aus. Besonders für Anwendungen im IR-Bereich ist ein hoher Anteil von Fe^{2+} von Nachteil. Fe^{2+} absorbiert bei Wellenlängen von ca. 1050 nm und verschlechtert damit die Transmission bzw.

20 Dämpfung der Faser im nahen IR.

Eine erfindungsgemäß bevorzugte Lösung der durch Fe^{2+} vermittelten Probleme ist das Bubbeln des Glases mit einem oxidierenden Gas nach dem Läutern. Das Bubbeln findet vorzugsweise bei Temperaturen von höchstens 1550°C und insbesondere höchstens 1480°C statt. Für einige Gläser, insbesondere solche mit einem hohen Brechungsindex von mehr als 1,65 gilt, dass vorsichtshalber eine

25 niedrigere Temperatur von weniger als 1300°C gewählt werden sollte. Der Grund ist, dass diejenigen Komponenten, welche den Brechwert erhöhen nicht in der höchsten Reinheit erhältlich sind. Zu hohe Temperaturen machen den gewünschten Effekt zunichte. Das oxidierende Gas ist vorzugsweise sauerstoffhaltig. Vorzugsweise besteht das oxidierende Gas im Wesentlichen aus Sauerstoff. Alternativ kann Ozon eingesetzt werden.

30

Es ist erfindungsgemäß nicht erforderlich, dass während der Läuterung gebubbelt wird. Schließlich wird SnO_2 als chemisches Läutermittel eingesetzt. Bevorzugt wird daher während der Läuterung nicht gebubbelt.

35

Es ist während des Bubbelns erforderlich, dass die Viskosität des Glases in einem für das Bubbeln geeigneten Bereich liegt. Daher soll das Glas bei den Temperaturen, bei denen gebubbelt wird, eine Viskosität von $10^{0,9}$ bis $\leq 10^{2,2}$ dPas aufweisen. Insbesondere beträgt die Viskosität des Glases bei einer Temperatur von 1300°C höchstens 10^2 dPas.

40

Die folgende Tabelle zeigt beispielhaft an drei erfindungsgemäßen Gläsern (weiter unten beschriebene Beispielgläser 7, 8 und 21), wie sich die Viskosität der Gläser in Abhängigkeit der Temperatur ändert, wenn die erfindungsgemäßen Zusammensetzungen eingesetzt werden.

Bsp. 7		Bsp. 8			Bsp. 21
T(°C)	Viskosität log [dPas]	T(°C)	Viskosität log [dPas]	T(°C)	Viskosität log [dPas]
1200	2,01	1200	2,18	1080	2,14
1300	1,51	1300	1,70	1100	1,95
1350	1,30	1350	1,50	1200	1,14
1400	1,10	1400	1,31	1240	0,86
1450	0,93	1450	1,14		

Das Bubbling findet vorzugsweise bei Temperaturen von wenigstens 1000°C, bevorzugt wenigstens 1100°C, mehr bevorzugt 1200°C und besonders bevorzugt wenigstens 1350°C statt. Die Temperaturen sollen vorzugsweise einen Wert von 1550°C, weiter bevorzugt einen Wert von 1500°C und am meisten bevorzugt einen Wert von 1480°C, insbesondere 1400°C, nicht überschreiten. Höhere Temperaturen führen zu geringerer Viskosität, aber auch zur Verschiebung des Gleichgewichts von polyvalenten Komponenten hin zu niedrigeren Wertigkeiten. Ist die Viskosität beim Bubbling zu hoch, können die Blasen in der Glasschmelze nicht oder nur schlecht aufsteigen und es kommt zu unerwünschter Schaumbildung. Ist die Viskosität zu gering, so ist die Verweilzeit der Blasen in der Schmelze zu gering. Außerdem bilden sich zu große Blasen und damit eine zu geringe Blasenoberfläche, die einen zu geringen Austausch des Sauerstoffs zur Folge hat. Da für einen effizienten Gasaustausch zwischen Schmelze und Blasen eine große Grenzfläche erforderlich ist, sind zu große Blasen nicht erwünscht. Erfindungsgemäß bevorzugte Blasengrößen liegen in einem Bereich von ca. 10 mm bis ca. 100 mm Durchmesser. Bei nicht exakt kugelförmigen Blasen ist der kleinste Durchmesser der Blasen gemeint.

Die Viskosität eines Glases bzw. einer Glasschmelze wird erfindungsgemäß mit Hilfe eines Rührviskosimeters bestimmt.

Es wird beispielsweise in einem diskontinuierlichen Aggregat bis 4 L Schmelzvolumen vorzugsweise für wenigstens 20 Minuten gebubbelt. Zwar kann unter Umständen – abhängig vom jeweiligen Glas und der Menge an Verunreinigungen – auch eine kürzere Bubblingzeit ausreichen, doch wird in den meisten Fällen erst nach etwa 20 Minuten eine deutliche Verbesserung der Dämpfung erzielt. Die Bubblingzeit beträgt also vorzugsweise wenigstens 10 Minuten, weiter bevorzugt wenigstens 15 Minuten, noch weiter bevorzugt wenigstens 20 Minuten und besonders bevorzugt wenigstens 25 Minuten.

Der Fachmann wird bei einem kontinuierlichen Schmelzaggregat mit einem Durchsatz von 500 bis 1000 g/min erkennen, wie viel Bubblingzeit erforderlich ist, um ein optimales Dämpfungsergebnis zu erzielen.

Das oxidierende Gas bewirkt bei diesen niedrigen Temperaturen die Oxidation von polyvalenten Ionen. Im Falle des Eisens wird Fe^{2+} zu Fe^{3+} oxidiert. Die Absorption von Fe^{2+} bei ca. 1050 nm wird dadurch verringert. Die Bande des dreiwertigen Eisens bei ca. 350 nm wird dadurch stärker, ist jedoch wegen des geringeren Absorptionskoeffizienten weniger ausgeprägt und aufgrund der Lage bei 350 nm für die Anwendung nicht störend. Der Nachteil der Reduktion polyvalenter Ionen bei den hohen Läutertemperaturen wird also durch ein Bubbling nach dem Läutern wieder ausgeglichen. Eine ausgewogene Einstellung der Viskosität führt zu Gläsern, die trotz des weiteren Bubbblingschrittes hinsichtlich der im Glas vorhandenen Blasen sehr gute Eigenschaften haben.

Durch das Bubbling nach dem Läutern stellen sich sehr vorteilhafte Verhältnisse von $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$ und $\text{Sn}^{2+}/\text{Sn}^{4+}$ im Glas ein, die dazu führen, dass die Dämpfung des Glases sehr niedrig ist. Diese Verhältnisse lassen sich analytisch nicht zufriedenstellend und nur mit großem Aufwand bestimmen (O. Corumluoglu et al. „Determination of ferrous iron and total iron in glass by a colorimetric method“, Glass Technol, 1999, 40(1), 24-8). Daher muss als Surrogatparameter auf die Dämpfung zurückgegriffen werden.

In dem erfindungsgemäßen Glassystem besteht eine gute Korrelation zwischen den Verhältnissen von $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$ und $\text{Sn}^{2+}/\text{Sn}^{4+}$ einerseits und der Dämpfung des Glases andererseits. Die vorliegenden Eisenspezies können nicht analytisch quantifiziert werden. Das Verhältnis von $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$ wird erfindungsgemäß so eingestellt, dass die erfindungsgemäßen Dämpfungswerte erzielt werden. Die dafür erforderlichen Maßnahmen sind hierin ausführlich beschrieben.

Die Differenz der Dämpfungen des Glases bei 900 nm und 700 nm (D900-D700) beträgt erfindungsgemäß bevorzugt weniger als 500 dB/km und weiter bevorzugt weniger als 400 dB/km und besonders bevorzugt weniger als 300 dB/km. Einige Gläser erreichen hier sogar Werte von weniger als 150 dB/km, weiter bevorzugt weniger als 100 dB/km oder weniger als 50 dB/km. Diese Differenz (relative Werte) ist ein Merkmal guter IR-Qualität der Gläser, ohne eine Verfälschung durch den manchmal vorhandenen Offset der Absolutmessungen. Eine flache Dämpfungskurve über den gesamten interessanten Wellenlängenbereich ist sehr vorteilhaft für die spätere Anwendung.

Es ist erstaunlich, dass durch das Bubbeln nach dem Läutern ein so starker Effekt hinsichtlich der Dämpfung im IR-Bereich eintritt.

Die Gläser dieser Erfindung weisen vorzugsweise wenigstens 8 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 23 Gew.-%, mehr bevorzugt wenigstens 24 Gew.-% und besonders bevorzugt wenigstens 25 Gew.-% oder sogar wenigstens 26 Gew.-% SiO_2 auf. In einer besonderen Ausführungsform können die Gläser sogar mindestens 28,3 Gew.-% SiO_2 enthalten, ganz besonders bevorzugt mindestens 34 Gew.-% SiO_2 . In einigen bevorzugten Ausführungsformen umfassen die Gläser sogar wenigstens 35 Gew.-% SiO_2 , weiter bevorzugt wenigstens 42 Gew.-%.

SiO_2 ist ein Glasbildner. Zu geringe Mengen dieser Komponente führen zu instabilen Gläsern. Insbesondere die chemische Beständigkeit und ganz besonders die Säureresistenz sind bei zu geringen Gehalten an SiO_2 beeinträchtigt.

5 Allerdings erhöht die Komponente SiO_2 die Verarbeitungstemperaturen der Gläser. Hohe Verarbeitungstemperaturen haben Nachteile: Die sehr heißen Schmelzen greifen Materialien, mit denen sie in Kontakt kommen, stärker an. Daher haben die verwendeten Materialien eine geringere Lebensdauer. Außerdem werden größere Mengen an Verunreinigungen in das Glas eingebracht, was wiederum zu unerwünschten Einflüssen auf die Transmission und damit die Dämpfung und die Solarisation führen
10 kann. Desweiteren kommt es bei zu hohen Anteilen an SiO_2 zur Absenkung der numerischen Apertur (N_A). Damit die Verarbeitungstemperaturen nicht zu hoch werden, sollte der Gehalt an SiO_2 vorzugsweise auf maximal 62,1 Gew.-% begrenzt sein. Weiter bevorzugt beträgt der Gehalt an SiO_2 im erfindungsgemäßen Glas höchstens 55 Gew.-% und besonders bevorzugt höchstens 53 Gew.-%. In besonders bevorzugten Ausführungsformen umfasst das Glas höchstens 51,8 Gew.-% SiO_2 und noch
15 weiter bevorzugt nur höchstens 50 Gew.-% SiO_2 . In einer besonders bevorzugten Ausführungsform weisen die Gläser dieser Erfindung eine stark begrenzte Menge an SiO_2 auf, um einen hohen Brechwert realisieren zu können. Diese Gläser weisen nur höchstens 35 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 33 Gew.-%, mehr bevorzugt höchstens 32 Gew.-% und besonders bevorzugt höchstens 31 Gew.-% SiO_2 auf.

20 Bevorzugt enthält das erfindungsgemäße Glas bis zu 10 Gew.-%, weiter bevorzugt bis zu 6 Gew.-%, noch weiter bevorzugt bis zu 2,8 Gew.-% und besonders bevorzugt höchstens 1,5 Gew.-% Al_2O_3 . Der Al_2O_3 -Gehalt führt zur Erhöhung der chemischen Resistenz der silikatischen Grundmatrix. Zu hohe Gehalte an Al_2O_3 führen zu einer starken Erhöhung des Schmelzpunktes der Gläser und können somit zu einem erhöhten Produktionsaufwand führen. Besonders in Gläsern, die bereits mittels anderer Glasbildner ausreichende chemische Resistenz aufweisen, kann der Gehalt an Al_2O_3 erfindungsgemäß bevorzugt auf höchstens 1 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 0,5 Gew.-% und ganz besonders bevorzugt auf höchstens 0,3 Gew.-% beschränkt werden. In besonders bevorzugten Ausführungsformen kann sogar auf Al_2O_3 verzichtet werden.

30 Auch B_2O_3 kann im erfindungsgemäßen Glas enthalten sein. In einer bevorzugten Ausführungsform sind wenigstens 0,1 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 0,5 Gew.-% und besonders bevorzugt wenigstens 6 Gew.-% B_2O_3 enthalten. Diese Komponente senkt die Viskosität des Glases und somit Schmelz-, Läuter- und Verarbeitungstemperaturen. Da zu hohe Gehalte an B_2O_3 allerdings die chemische Beständigkeit, insbesondere gegenüber alkalihaltigen Medien, herabsetzen können, beträgt der
35 Gehalt an B_2O_3 vorzugsweise höchstens 24 Gew.-%. Weiter bevorzugt sind höchstens 15 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 5,1 Gew.-% oder <5 Gew.-%, noch mehr bevorzugt höchstens 4 Gew.-%, mehr bevorzugt höchstens 3,5 Gew.-% und ferner bevorzugt höchstens 3 Gew.-%, insbesondere höchstens 1,5 Gew.-% B_2O_3 im Glas enthalten. In einigen bevorzugten Fällen enthält das Glas weniger
40 als 1 Gew.-% B_2O_3 .

Bevorzugt ist der SiO_2 -Gehalt im Glas höher als der B_2O_3 -Gehalt. Dadurch wird eine hinreichende chemische Resistenz ermöglicht. Vorzugsweise sollte der SiO_2 -Gehalt sogar mindestens doppelt so hoch sein wie der B_2O_3 -Gehalt. Durch das richtige Verhältnis der Komponenten B_2O_3 und SiO_2 wird u.a. die erforderliche Leitfähigkeit eingestellt, damit das Glas in einem Hochfrequenzaggregat beheizt werden kann. In den Ausführungsformen, die B_2O_3 enthalten beträgt das Masseverhältnis von SiO_2 zu B_2O_3 bevorzugt mehr als 5, weiter bevorzugt mehr als 6, mehr bevorzugt mehr als 7 und besonders bevorzugt mehr als 8. Dieses Masseverhältnis sollte allerdings nicht zu hoch gewählt werden, insbesondere sollten Werte von 50, bevorzugt 40, weiter bevorzugt 30 und besonders bevorzugt 15 nicht überschritten werden.

B_2O_3 verhält sich aggressiv gegenüber bestimmten Schmelzaggregaten und erfordert daher besondere Vorsicht im Umgang. Daher ist es erfindungsgemäß bevorzugt, die erforderlichen Viskositätseigenschaften des Glases ohne den Einsatz von B_2O_3 zu gewährleisten. In einigen Ausführungsformen ist das erfindungsgemäße Glas daher frei von B_2O_3 .

Der Gesamtgehalt an SiO_2 , Al_2O_3 und B_2O_3 beträgt bevorzugt höchstens 70 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 65 Gew.-%, mehr bevorzugt höchstens 60 Gew.-% und besonders bevorzugt höchstens 50 Gew.-% oder höchstens 40 Gew.-%, um noch eine gute Verarbeitbarkeit des Glases zu ermöglichen bei ausreichender chemischer Resistenz. Zu diesem Zweck soll der Gesamtgehalt dieser Oxide vorzugsweise wenigstens 25 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 27 Gew.-%, mehr bevorzugt wenigstens 30 Gew.-%, besonders bevorzugt wenigstens 40 Gew.-% und mehr bevorzugt wenigstens 41 Gew.-% betragen.

Um die chemische Resistenz zu verbessern, kann auch Ta_2O_5 zugesetzt werden, insbesondere in Mengen von wenigstens 0,4 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 1,2 Gew.-% und besonders bevorzugt wenigstens 3,5 Gew.-%. Allerdings sollte der Gehalt dieser Komponente vorzugsweise einen Wert von 22 Gew.-%, weiter bevorzugt von 10 Gew.-%, mehr bevorzugt von 9 Gew.-%, besonders bevorzugt 7 Gew.-% und ganz besonders bevorzugt 6 Gew.-% nicht überschreiten.

Das Glas dieser Erfindung umfasst vorzugsweise wenigstens ein Alkalimetalloxid. Die Alkalimetalloxide wirken als Netzwerkandler und sind für die Herstellung des Glases in konventionellen Wannen bei moderaten Temperaturen notwendig. Vorzugsweise werden wenigstens 0,1 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 0,2 Gew.-%, mehr bevorzugt wenigstens 5 Gew.-% eingesetzt, weiter bevorzugt wenigstens 6 Gew.-%, besonders bevorzugt wenigstens 9 Gew.-%. Unter Alkalimetalloxiden werden die Oxide von Li, Na, K, Rb und Cs verstanden. In weiter bevorzugten Ausführungsformen umfassen die Alkalioxide nur Oxide von Li, Na und K.

Allerdings beeinträchtigen Alkalimetalloxide, wenn sie in zu großen Mengen eingesetzt werden, die chemische Beständigkeit des Glases. Außerdem erhöhen Alkalimetalloxide den Ausdehnungskoeffi-

zienten, wodurch Risse im Glas bei der Heißformgebung entstehen können. Bevorzugt ist der Anteil der Alkalimetalloxide im Glas dieser Erfindung daher auf höchstens 20 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 18 Gew.-%, mehr bevorzugt höchstens 15 Gew.-%, insbesondere höchstens 10 Gew.-% und besonders bevorzugt höchstens 5 Gew.-% begrenzt.

5

Zur Anwendung kommen vorzugsweise die Alkalimetalloxide Li_2O , Na_2O und K_2O . Rb_2O und/oder Cs_2O können ebenfalls eingesetzt werden. Ihr Anteil ist aber vorzugsweise auf Mengen von jeweils bis zu 21 Gew.-%, vorzugsweise bis zu 15 Gew.-% und insbesondere bis zu 2 Gew.-%, bevorzugt bis zu 1,5 Gew.-% beschränkt. Bevorzugt umfasst das erfindungsgemäße Glas eine Mischung aus Li_2O , Na_2O und K_2O und ist frei von weiteren Alkalimetalloxiden.

10

Das Verhältnis der Alkalimetalloxide Li_2O , Na_2O und K_2O zueinander und zu den Alkalimetalloxiden im Mantelglas ist für die Verwendung des erfindungsgemäßen Glases als Kernglas von Bedeutung. Während des Faserziehprozesses kommt es nämlich zu Interdiffusionsprozessen der mobilsten Ionen, also hauptsächlich der Alkaliionen. Bis zu einem gewissen Ausmaß sind diese Vorgänge erwünscht, da sie zu einer chemischen Verbindung zwischen Kern- und Mantelglas führen und somit erst die Stabilität der Faser gewährleisten. Wenn diese Vorgänge zu stark werden oder Ionen diffundieren, die durch Verarmung oder Anreicherung im Kern- oder Mantelglas zur Ausbildung von kristallinen Phasen beitragen, werden diese Diffusionsprozesse kontraproduktiv. Somit sollten Konzentrationsgradienten zwischen Kern- und Mantelglas zwar vorhanden sein aber andererseits auch nicht zu groß werden.

15

20

Der Gehalt an Na_2O beträgt bevorzugt bis zu 18,5 Gew.-%, weiter bevorzugt bis zu 15 Gew.-%, besonders bevorzugt bis zu 14 Gew.-%, mehr bevorzugt bis zu 9 Gew.-%, insbesondere <3 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 2 Gew.-% und besonders bevorzugt höchstens 1 Gew.-%. Der Gehalt an dieser Komponente kann in einer besonderen Ausführungsform sogar wenigstens 1 Gew.-%, bevorzugt wenigstens 2 Gew.-%, mehr bevorzugt 4 Gew.-% und besonders bevorzugt wenigstens 5 Gew.-% betragen. In einer Ausführungsform sind die Gläser sogar frei von Na_2O .

25

Der Gehalt an K_2O kann bis zu 25,7 Gew.-% betragen. Besonders bevorzugt ist K_2O jedoch in einem geringeren Anteil im Vergleich zu Na_2O im Glas enthalten. Besonders vorteilhaft ist ein K_2O -Gehalt von höchstens 15 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 12 Gew.-%, mehr bevorzugt höchstens 6,5 Gew.-%, insbesondere höchstens 3 Gew.-% oder höchstens 2 Gew.-% und besonders bevorzugt höchstens 1 Gew.-%. Der Gehalt an dieser Komponente sollte vorzugsweise wenigstens 0,9 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 2,9 Gew.-% und besonders bevorzugt wenigstens .-% betragen. Besondere Ausführungsformen sind allerdings frei von K_2O .

30

35

Besonderes Augenmerk muss auch auf den Anteil des Li_2O gelegt werden. Das Lithiumion stellt die mobilste Komponente des Systems dar und trägt außerdem, insbesondere bei Anwesenheit von Al_2O_3 und ZrO_2 als Keimbildner zur Bildung von kristallinen Phasen wie LiAlO_2 bei. ZrO_2 ist zur Einstellung der optischen Eigenschaften in vielen Gläsern unverzichtbar. Da viele Mantelgläser Al_2O_3 enthalten,

40

wäre es eigentlich nahe liegend, auf Li_2O in jedem Kernglas ganz zu verzichten, um die Gefahr durch Kristallisationseffekte an der Kern-Mantelgrenzfläche zu minimieren. Jedoch gibt es auch eine Anzahl von Mantelgläsern, die selbst Li_2O enthalten.

- 5 Wenn im Kernglas gar kein Li_2O enthalten ist, kommt es bei Li_2O -haltigen Mantelgläsern zur Eindiffusion von Li_2O aus dem Mantelglas, was die optische Qualität der Kern-Mantelgrenzfläche negativ beeinflussen kann. Daher enthält das Glas dieser Erfindung vorzugsweise Li_2O .

- 10 Um das Glas dieser Erfindung mit verschiedenen Mantelgläsern kombinieren zu können und daraus eine Vielzahl verschiedener Produkte herstellen zu können, hat es sich als sinnvoll herausgestellt, in bevorzugten Ausführungsformen einen Li_2O -Anteil im erfindungsgemäßen Glas vorzusehen. Dieser Anteil sollte hoch genug sein, um die negativen Effekte durch Eindiffusion aus Li_2O -haltigen Mantelgläsern zu unterdrücken und niedrig genug sein, um Kristallisationseffekte in Li_2O -freien, Al_2O_3 -haltigen Mantelgläsern zu vermeiden. Wie die Erfinder durch intensive Bemühungen herausgefunden
15 haben, wird dieses Ziel durch einen Li_2O -Anteil bevorzugt von wenigstens 0,2 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 0,4 Gew.-% oder wenigstens 0,5 Gew.-% bis 10 Gew.-%, weiter bevorzugt von 0,8 bis 5 Gew.-% oder <3 Gew.-% und besonders bevorzugt von 0,6 bis 2 Gew.-% oder sogar nur bis zu 1 Gew.-% erreicht.

- 20 Das Glas dieser Erfindung enthält vorzugsweise ZnO in einem Gehalt von bis zu 40 Gew.-%, insbesondere bis zu 38 Gew.-%. ZnO wirkt als Netzwerkwandler und dient außerdem zur Einstellung der optischen Eigenschaften des Glases. Sein Gehalt sollte besonders bevorzugt auf höchstens 28 Gew.-%, weiter bevorzugt auf höchstens 25 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 24 Gew.-%, mehr bevorzugt höchstens 23 Gew.-% und besonders bevorzugt höchstens 22 Gew.-%, begrenzt sein. ZnO ist
25 bevorzugt in einem Gehalt von wenigstens 0,05 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 3 Gew.-%, besonders bevorzugt wenigstens 8 Gew.-%, wenigstens 10 Gew.-% oder wenigstens 11 Gew.-% im Glas enthalten. Andere Ausführungsformen enthalten mehr als 12 Gew.-%, insbesondere wenigstens 13 Gew.-% und mehr bevorzugt wenigstens 16 Gew.-% im Glas. Besonders bevorzugte Ausführungsformen enthalten sogar wenigstens 20 Gew.-%.

- 30 Als Netzwerkwandler bewirkt das ZnO im Gegensatz zu den Alkalioxiden, die eine mehr oder weniger konstante Verschiebung der Viskositätskurve über alle Temperaturen bewirken, ein stärkeres Absinken bei hohen Temperaturen und ein schwächeres Absinken oder sogar Ansteigen bei tieferen Temperaturen. Dies ist ein sehr wünschenswertes Verhalten, da eine niedrige Viskosität beim Einschmelzen und Läutern bei möglichst niedrigen Temperaturen vorliegen soll. Dies minimiert den Angriff auf
35 das Wannenmaterial und verhindert einen Gelbstich beispielsweise durch Lösen von Platin aus dem Equipment der Wanne.

- 40 Das Glas dieser Erfindung kann BaO enthalten. Der Gehalt an BaO soll höchstens 57,8 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 42 Gew.-%, und besonders bevorzugt höchstens 30 Gew.-% betragen

und weiter bevorzugt höchstens 12,8 Gew.-%. In einer anderen besonderen Ausführungsform enthält das Glas bis zu 35 Gew.-% weiter bevorzugt bis 34 Gew.-%, mehr bevorzugt bis 33 Gew.-% und besonderes bevorzugt bis 32 Gew.-%. In bevorzugten Ausführungsformen liegt der Gehalt dieser Komponente bei wenigstens 0,5 Gew.-%, bevorzugt wenigstens 0,8 Gew.-% und weiter bevorzugt wenigstens 9 Gew.-%. Einige bevorzugte Ausführungsformen enthalten wenigstens 5 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 7 Gew.-%, mehr bevorzugt wenigstens 9 Gew.-% und besonders bevorzugt wenigstens 11 Gew.-% BaO.

Ähnlich wie ZnO erhöht BaO den Brechwert des Glases und trägt aufgrund seiner hohen Basizität ähnlich wie die Alkalioxide zur Auflösung saurer Komponenten wie SiO₂ und ZrO₂ bei. Jedoch neigt BaO stärker zu Kristallisation als ZnO und sollte daher nur in kleineren Mengen eingesetzt werden. Ebenso ist ZnO aus Gründen der Reinheit und Eigenabsorption zu bevorzugen. In einer besonderen Ausführungsform enthält das Glas daher nur bis zu 9,2 Gew.-% BaO.

Es hat sich ferner als günstig für die Verarbeitbarkeit des Glases in Hochfrequenzaggregaten erwiesen, das Masseverhältnis von BaO zu ZnO in Ausführungsformen, die ZnO enthalten, auf vorzugsweise wenigstens 0,01, weiter bevorzugt wenigstens 0,2, mehr bevorzugt wenigstens 0,3 und besonders bevorzugt wenigstens 0,5 einzustellen. Dabei sollte dieses Masseverhältnis vorzugsweise einen Wert von 22, weiter bevorzugt 3 und besonders bevorzugt 2,5 nicht überschreiten.

BaO kann komplett oder teilweise durch SrO substituiert werden. SrO kann insbesondere in Mengen von 0 bis 24,4 Gew.-%, bevorzugt bis 9 Gew.-%, besonders bevorzugt bis zu 8 Gew.-%, ganz besonders bevorzugt bis zu 6 Gew.-%, weiter bevorzugt bis zu 4 Gew.-% enthalten sein. Jedoch ergeben sich dadurch in vielen Gläsern keine deutlichen Vorteile und SrO erhöht nicht im gleichen Maße den Brechwert wie BaO. Deshalb kommt es in bevorzugten Ausführungsformen bis zu 1 Gew.-%, weiter bevorzugt bis zu 0,8 Gew.-%, besonders bevorzugt bis zu 0,5 Gew.-% zum Einsatz und weiter bevorzugt nicht zum Einsatz.

CaO und/oder MgO können ebenfalls einen Teil des BaO substituieren, haben jedoch eher negative Auswirkungen auf Brechwert, Säurebeständigkeit und Verunreinigung, so dass bevorzugt auf ihre Verwendung verzichtet wird.

MgO ist in einigen Ausführungsformen bevorzugt in einem Gehalt von 0 bis 8 Gew.-%, weiter bevorzugt 0 Gew.-% bis 6 Gew.-% und noch weiter bevorzugt 0 Gew.-% bis 3 Gew.-% enthalten. CaO kann in Mengen von bis zu 8 Gew.-%, bevorzugt lediglich bis zu 6 Gew.-% oder bis zu 3 Gew.-% und weiter bevorzugt lediglich bis zu 2 Gew.-% oder bis zu 1 Gew.-%, vorliegen. Besonders bevorzugt ist das erfindungsgemäße Glas frei von zumindest einem oder mehreren der Erdalkalioxide ausgewählt aus CaO, MgO, BaO und SrO. Besonders bevorzugt ist das erfindungsgemäße Glas frei von MgO, da dieses aufgrund der höheren Ionenbeweglichkeit gegenüber den anderen Erdalkalioxiden zur Ausbil-

dung unerwünschter Reaktionen mit einem Mantelglas neigen kann, was wiederum die Transmission negativ beeinflussen könnte.

Um die guten Eigenschaften des Glases zu erhalten, soll die Summe der Erdalkalioxide vorzugsweise einen Wert von 42 Gew.-%, vorzugsweise von 35 Gew.-% nicht überschreiten. In einer bevorzugten Ausführungsform liegt die Summe aus Erdalkaligehalt (RO) und ZnO zwischen 18 Gew.-% und 55 Gew.-%, besonders bevorzugt 20 Gew.-% bis 53 Gew.-% und weiter bevorzugt zwischen 21 Gew.-% bis 52 Gew.-%. Weitere bevorzugte Anteilsbereiche dieser Komponenten sind 33 bis 48 Gew.-%, 33 bis 46 Gew.-%, 34 bis 45 Gew.-% und 35 bis 44 Gew.-%.

Zu den Erdalkalioxiden kann also zusammenfassend gesagt werden, dass es von den übrigen Komponenten im Glas abhängt, welche Erdalkalioxide in welchen Mengen eingesetzt werden sollten.

Durch die bisher erwähnten Komponenten wird das Grundglassystem definiert. Zur Erreichung eines hohen Brechwertes bei gleichzeitig guter chemischer Beständigkeit und geringer Kristallisationsneigung reichen diese Komponenten jedoch oft nicht aus und es müssen weitere Hilfsoxide herangezogen werden. Hierbei sind insbesondere La_2O_3 , ZrO_2 und/oder HfO_2 bevorzugt. Auch Ta_2O_5 kann erfindungsgemäß zugesetzt werden.

Bevorzugt enthält das erfindungsgemäße Glas La_2O_3 . Diese Komponente erhöht den Brechwert des Glases stark. Sie wird vorzugsweise in einem Anteil von 0 bis 16,5 Gew.-%, bevorzugt 1,6 Gew.-% bis 14,5 Gew.-% und weiter bevorzugt 4 Gew.-% bis 12 Gew.-% eingesetzt. In bevorzugten Ausführungsformen beträgt der Gehalt an dieser Komponente wenigstens 5 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 9 Gew.-%, mehr bevorzugt wenigstens 10 Gew.-% oder wenigstens 12 Gew.-%, noch mehr bevorzugt wenigstens 13 Gew.-% oder wenigstens 14 Gew.-%. Wird La_2O_3 in geringen Mengen verwendet, ist die erzielte Steigerung des Brechwertes nur gering ausgeprägt. Wird diese Komponente in zu großen Mengen eingesetzt, steigt die Neigung zu Kristallisation sehr stark an, so dass das Glas nicht mehr für alle Fasertypen verwendet werden kann. Außerdem ist La_2O_3 sehr aggressiv gegenüber SiO_2 -haltigen Feuerfestmaterialien. Daher ist der Gehalt an La_2O_3 erfindungsgemäß bevorzugt auf höchstens 25 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 24 Gew.-% oder höchstens 23 Gew.-%, insbesondere höchstens 21 Gew.-% beschränkt.

La_2O_3 kann durch äquivalente Mengen Lu_2O_3 ersetzt werden. Da dieses Oxid jedoch deutlich weniger rein ist, wird im Allgemeinen darauf verzichtet. Die Gläser dieser Erfindung sind vorzugsweise frei von Sc_2O_3 . Außerdem sind die Gläser vorzugsweise frei von Gd_2O_3 , da diese Komponente eine schwache Bande bei ca. 580 nm zeigt.

Zwei sehr hilfreiche Komponenten für die Einstellung eines hohen Brechwertes und zur Erzielung einer guten chemischen Beständigkeit sind ZrO_2 und HfO_2 . Ein Mindestgehalt von HfO_2 von 0,01 Gew.-% oder 0,02 Gew.-% ist bevorzugt, da HfO_2 der Kristallisationstendenz des Glases schon in

geringen Mengen entgegenwirkt. Zur Erzielung eines hohen Brechwertes ist ein Mindestgehalt von 1,4 Gew.-% für die Summe aus ZrO_2 und HfO_2 bevorzugt. Der Gehalt an ZrO_2 beträgt vorzugsweise 0,1 Gew.-% bis 10 Gew.-% und der Gehalt an HfO_2 vorzugsweise 0,03 Gew.-% bis 14,2 Gew.-%, weiter bevorzugt wird ein Gehalt von 1 Gew.-% bis 6,9 Gew.-% ZrO_2 , mehr bevorzugt 2,1 Gew.-% bis 6 Gew.-% ZrO_2 und besonders bevorzugt 0,04 Gew.-% bis 3 Gew.-% HfO_2 und insbesondere 0,05 Gew.-% bis 1 Gew.-%. In einer besonders bevorzugten Ausführungsform beträgt der Gehalt an ZrO_2 wenigstens 0,5 Gew.-%, oder wenigstens 1 Gew.-%, bevorzugt wenigstens 3 Gew.-%; der Gehalt an ZrO_2 soll vorzugsweise nicht mehr als 8 oder 6 Gew.-% betragen. Es ist dabei überraschend, dass sich trotz des geringen bevorzugten Minimalgehalts an HfO_2 bereits positive Auswirkungen auf die Kristallisationstendenz abzeichnen. Preis und Reinheit des HfO_2 sind allerdings derzeit gegenüber ZrO_2 noch nicht wettbewerbsfähig. Daher soll der Gehalt an HfO_2 einen Wert von 2 Gew.-% und insbesondere von 1,5 Gew.-% nicht überschreiten.

Das erfindungsgemäße Glas kann bis zu 7,5 Gew.-% GeO_2 enthalten. GeO_2 ist ein guter Glasbildner und ist vor allem bei hohen Anforderungen an die Transmission bzw. Dämpfung im IR von Vorteil. Bevorzugt ist es bis 4 Gew.-% und weiter bevorzugt bis 3 Gew.-% im Glas enthalten. Bevorzugt ist das Glas frei von GeO_2 . Auch Ga_2O_3 ist ein guter Glasbildner und kann bis 5 Gew.-%, bevorzugt bis 4 Gew.-% und besonders bevorzugt bis 3 Gew.-% im Glas enthalten sein. Andere Ausführungsformen sind allerdings frei von Ga_2O_3 .

Weiter kann das erfindungsgemäße Glas bis zu 22 Gew.-%, bevorzugt bis zu 10 Gew.-%, weiter bevorzugt bis zu 9 Gew.-%, besonders bevorzugt bis zu 8 Gew.-%, mehr bevorzugt bis zu 5 Gew.-% oder bis zu 4 Gew.-% Ta_2O_5 enthalten, der Mindestgehalt beträgt vorzugsweise wenigstens 0,3 Gew.-% oder wenigstens 0,5 Gew.-%. Das Oxid kann zur Einstellung der optischen Eigenschaften genutzt werden. Im Zusammenspiel mit den anderen hochbrechenden Oxiden (ZrO_2 , La_2O_3 , HfO_2), ist genau zu überlegen, ob der Gewinn an Brechwert nicht besser über die Oxide ZrO_2 , La_2O_3 und HfO_2 erreicht werden kann.

Ebenfalls alternativ zu La_2O_3 kann Y_2O_3 eingesetzt werden. Das Glas enthält bevorzugt 0 bis 20 Gew.-% an Y_2O_3 . Auch aus Kostengründen enthält das Glas jedoch vorzugsweise kein Y_2O_3 . Bevorzugt beträgt der Gesamtgehalt an Ta_2O_5 und Y_2O_3 höchstens 30 Gew.-% zur Einstellung erfindungsgemäßer optische Eigenschaften.

Der Gehalt an Fluor bzw. Fluorid im erfindungsgemäßen Glas beträgt bevorzugt 0 Gew.-% bis 3 Gew.-%, weiter bevorzugt 0 Gew.-% bis 2 Gew.-%. Bevorzugt ist das Glas frei von dieser Komponente.

PbO kann im erfindungsgemäßen Glas enthalten sein, allerdings zu nicht mehr als 30 Gew.-%, weiter bevorzugt zu höchstens 20 Gew.-%. PbO wird vorzugsweise in Mengen von wenigstens 0,01 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 0,1 Gew.-% eingesetzt. Diese Komponente schützt das Glas vor Solari-

sation. Da Pb gesundheitlich bedenklich ist, sind erfindungsgemäße Gläser besonders bevorzugt frei von PbO. Es ist bemerkenswert, dass viele der erfindungsgemäßen Gläser ohne den Einsatz von PbO eine hervorragende Solarisationsbeständigkeit erzielen.

- 5 P_2O_5 kann in den Gläsern enthalten sein. Es senkt die Viskosität. Da Kristallisationsstabilität und Resistenz jedoch vermindert werden können, ist der Gehalt von P_2O_5 vorzugsweise auf bis zu 6 Gew.-% und weiter bevorzugt bis zu 4 Gew.-% Begrenzt. P_2O_5 ist außerdem eine Komponente, welche die Solarisationsneigung erhöht. Besonders bevorzugt ist das erfindungsgemäße Glas frei von P_2O_5 auch
10 aufgrund der Gefahr stark exothermer Gemengereaktionen, der Bildung unerwünschter Kristallisationsprodukte und der Solarisationsneigung.

- Der Gehalt an färbenden Verunreinigungen wie Cr_2O_3 , NiO, CuO, CoO, Fe_2O_3 und weiteren färbenden Elementen soll möglichst niedrig sein. Daher soll die Obergrenze von 10 ppm, bevorzugt 5 ppm, weiter bevorzugt 3 ppm, mehr bevorzugt 2 ppm und besonders bevorzugt 0,5 ppm nicht überschritten
15 werden.

- Bevorzugt ist das erfindungsgemäße Glas frei von oft als Bleiersatz verwendeten Oxiden des Bi, da diese aufgrund einer Eigenabsorption im nahen UV-Bereich einen Gelbstich des Glases verursachen. Außerdem lässt sich Bi_2O_3 bei hohen Temperaturen leicht zu Bi^0 reduzieren, welches einen grauen
20 Schleier verursacht.

Das erfindungsgemäße Glas ist ferner bevorzugt frei von Platin. Auch Ag_2O , Au_2O_3 und Tl_2O sind bevorzugt nicht in den erfindungsgemäßen Gläsern enthalten.

- 25 Das Glas dieser Erfindung kann MnO aus technischen Gründen in geringen Mengen enthalten. MnO verbessert die Farbortverschiebung, wenn es in geringen Mengen verwendet wird. MnO führt in zu großen Mengen zur Solarisation und erzeugt nach Bestrahlung durch Photooxidation zu Mn^{3+} eine Bande bei 550 nm. Daher beträgt der Gehalt dieser Komponente höchstens 500 ppb, bevorzugt <250 ppb, weiter bevorzugt <150 ppb. Besonders bevorzugt ist das erfindungsgemäße Glas frei von MnO.

- 30 Für die aus dem erfindungsgemäßen Glas hergestellten Fasern existieren zwei Anwendungsfälle. Zum einen ist eine möglichst niedrige Dämpfung über den gesamten Spektralbereich gewünscht. Hier ist eine möglichst geringe Farbtemperaturverschiebung gefordert. Dies ist dann sinnvoll, wenn eine möglichst große Lichtmenge übertragen werden soll. Zum andern ist eine möglichst neutrale Farb-
35 temperatur gefordert, wenn Objekte mit tageslichtähnlichem Licht beleuchtet werden sollen. Dies resultiert in einer hohen Farbtemperatur und einer negativen Farbtemperaturverschiebung bei Bestrahlung.

- Das Element Mangan existiert im Glas in den Oxidationsstufen Mn^{2+} und Mn^{3+} . Die Oxidationsstufe
40 Mn^{2+} ist nahezu farblos und verursacht keine Banden im Dämpfungsspektrum. Die Oxidationsstufe

Mn³⁺ zeigt eine breite Absorption um 550 nm, die zu einem rötlichen Farbeindruck führt. Zusammen mit den Banden von Fe²⁺ und Fe³⁺ ergibt sich jedoch ein neutraler Farbton. Bei hohen Läutertemperaturen um 1700°C existiert Mangan fast ausschließlich (>99%) in der Oxidationsstufe Mn²⁺. Durch Oxidation mit Sauerstoff oder Bestrahlung mit intensivem UV-Licht kann Mn²⁺ in Mn³⁺ umgewandelt werden.

Für eine möglichst niedrige Dämpfung ist es zu vermeiden, dass das Glas nennenswerte Menge an Mangan enthält, da die oben geschilderten Reaktionen nicht vermieden werden können. Von daher ist für diese Anwendung ein Mangangehalt von <200 ppb, bevorzugt <100 ppb und besonders bevorzugt <50 ppb einzuhalten. Der Gehalt des erfindungsgemäßen Glases an MnO beträgt bevorzugt <200 ppb.

Um eine möglichst farbneutrale Faser zu erhalten kann es sinnvoll sein, Mangan im Bereich von 200 bis 500 ppb zuzusetzen. Ein Gehalt an MnO des erfindungsgemäßen Glases von 200 bis 500 ppb ist bevorzugt, um eine möglichst farbneutrale Faser zu erhalten. Die Aktivierung des Farbzentrum Mn³⁺ kann durch eine kurzzeitige Bestrahlung mit UV-Licht erfolgen.

Die Dotierung mit Mangan kann durch geeignet ausgewählte mit Manganoxyd verunreinigte Rohstoffe, durch Zusatz von MnO als eigenständige Komponenten oder durch ein mit Mangan legiertes Bauteil des Schmelzaggregates erfolgen. Vorzugsweise kann die Mangan-Freisetzung durch die Temperaturführung des Bauteils in bestimmten Grenzen gesteuert werden.

Vor Bestrahlung eines Glases, das einen Mangangehalt größer 500 ppb besitzt, liegen die Dämpfungswerte bei 550 nm unterhalb von 300 dB/Km. Nach Bestrahlung von wenigen Stunden wächst die Bande um 550 nm auf >300 dB/km an. Abb. 5 zeigt exemplarisch ein Glas, das weitaus mehr Mangan als 500 ppm enthält, um den Effekt deutlicher hervorzuheben. Die Abb. 5 zeigt das Dämpfungsspektrum eines Beispielglases 11, das 1,5 ppm Mangan enthält und bereits nach 3-Stunden einen Dämpfungswert von größer 300 dB/km bei 550 nm besitzt.

Das Glas ist vorzugsweise frei von As und Sb, weil diese Komponenten toxikologisch bedenklich sind und daher vielfach nicht akzeptiert werden. Außerdem verursachen diese beiden Komponenten Solarisation. Es ist ein wesentlicher Vorteil dieser Erfindung, dass solarisationsbeständige Gläser ohne den Einsatz dieser Komponenten herstellbar sind.

Außerdem sind die Gläser vorzugsweise frei von Nb und/oder Ti, weil diese Komponenten z.T. zwar die Stabilität gegen Solarisation erhöhen, dabei aber die Dämpfung im kurzwelligen Bereich ebenfalls erhöhen. Die Eigenabsorption im UV-Bereich führt zu einem unerwünschten Gelbstich der Gläser. Da sich Ce in dieser Hinsicht ähnlich wie Ti verhält, ist das Glas vorzugsweise auch frei von dieser Komponente. Es ist ein Vorteil dieser Erfindung, dass auf die Solarisationsstabilisatoren Ti, Ce und Pb verzichtet werden kann und trotzdem hohe Solarisationsbeständigkeit erzielt wird. Bevorzugt ist das

erfindungsgemäße Glas frei von in dieser Beschreibung nicht genannten Komponenten. Insbesondere beim Nb_2O_5 ist noch zu beachten, dass die zurzeit erhältliche Reinheit nicht zufrieden stellend ist und es auch mit einem Teil der Mantelgläser zu unerwünschten, die Dämpfung erhöhenden Grenzflächeneffekten kommt. Aus diesem Grund enthält das Glas vorzugsweise kein Nb_2O_5 .

5

Bevorzugte Gläser dieser Erfindungen haben folgende Zusammensetzung in Gewichtsprozent:

	von	bis
B_2O_3	0	24
SiO_2	23	62,1
Al_2O_3	0	10
Li_2O	0	10
Na_2O	0	18,5
K_2O	0	25,7
BaO	0	57,8
ZnO	0	40
La_2O_3	0	25
ZrO_2	0	10
HfO_2	0	14,2
SnO_2	>0	2
MgO	0	8
CaO	0	8
SrO	0	24,4
Ta_2O_5	0	22
Y_2O_3	0	11,9
Rb_2O	0	15
Cs_2O	0	21
GeO_2	0	7,5
F	0	2
$\Sigma \text{R}_2\text{O}$	5	20
$\Sigma \text{MgO, CaO, SrO, ZnO}$	20	42

Besonders bevorzugte Gläser dieser Erfindung haben folgende Zusammensetzung in Gewichtsprozent:

	von	bis
B_2O_3	0	0
SiO_2	35	50
Al_2O_3	1	10
Li_2O	0	1
Na_2O	0	15
K_2O	0	15
BaO	20	30
ZnO	0	15
La_2O_3	0	10
ZrO_2	0,1	10

P ₂ O ₅	0	6
HfO ₂	0	0
SnO ₂	>0	0,4
MgO	0	8
CaO	0	8
SrO	0	8
Y ₂ O ₃	0	0
Rb ₂ O	0	0
Cs ₂ O	0	1
GeO ₂	0	0
Σ R ₂ O	5	15
Σ MgO, CaO, SrO	0	8

Andere besonders bevorzugte Gläser dieser Erfindung haben folgende Zusammensetzung in Gewichtsprozent:

	von	bis
B ₂ O ₃	0	1
SiO ₂	42	53
Al ₂ O ₃	0	1,5
Li ₂ O	0	3
Na ₂ O	0	14
K ₂ O	0	12
BaO	0	0,9
ZnO	16	38
La ₂ O ₃	0	0
ZrO ₂	0	2
HfO ₂	0	0
SnO ₂	>0	0,4
MgO	0	6
CaO	0	5
SrO	0	6
Y ₂ O ₃	0	0
Rb ₂ O	0	0
Cs ₂ O	0	0
GeO ₂	0	0
F	0	2
Σ R ₂ O	>2	

- 5 Andere besonders bevorzugte Gläser dieser Erfindung haben folgende Zusammensetzung in Gewichtsprozent:

	von	bis
B ₂ O ₃	6	24
SiO ₂	25	55
Al ₂ O ₃	0	0
Li ₂ O	0	10
Na ₂ O	0	14
K ₂ O	0	4,4

BaO	16	42
ZnO	3	40
La ₂ O ₃	0	0
ZrO ₂	0	1
HfO ₂	0	0
SnO ₂	>0	0,4
MgO	0	3
CaO	0	3
SrO	0	4
Y ₂ O ₃	0	0
Rb ₂ O	0	0
Cs ₂ O	0	0
GeO ₂	0	0
F	0	3

Die Gläser mit der folgenden Zusammensetzung in Gewichtsprozent sind erfindungsgemäß ganz besonders bevorzugt:

	von	bis
B ₂ O ₃	0	5,1
SiO ₂	28,3	62,1
Al ₂ O ₃	0	0
Li ₂ O	0,08	9,9
Na ₂ O	0	18,5
K ₂ O	0	25,7
BaO	0,5	12,8
ZnO	13	37,2
La ₂ O ₃	1,6	14,5
ZrO ₂	2,1	9,8
HfO ₂	0,04	14,2
SnO ₂	>0	0,3
MgO	0	1,3
CaO	0	1,9
SrO	0	9
Y ₂ O ₃	0	0
Rb ₂ O	0	15
Cs ₂ O	0	21
GeO ₂	0	7,5

- 5 Andere besonders bevorzugte Gläser dieser Erfindung haben folgende Zusammensetzung in Gewichtsprozent:

	von	bis
B ₂ O ₃	0	15
SiO ₂	34,5	51,8
Al ₂ O ₃	0,1	2,8
Li ₂ O	0	0,2
Na ₂ O	2,7	8,9

K ₂ O	0,1	1,4
BaO	14,7	57,8
ZnO	0	17
La ₂ O ₃	0	16,4
ZrO ₂	0	6,9
HfO ₂	0	0
SnO ₂	>0	0,4
MgO	0	2,9
CaO	0	4,8
SrO	0	24,4
Y ₂ O ₃	0	11,9
Rb ₂ O	0	3,9
Cs ₂ O	0	5,8
GeO ₂	0	0

In einer bevorzugten Ausführungsform haben die erfindungsgemäßen Gläser folgende Zusammensetzung in Gewichtsprozent:

	von	bis
B ₂ O ₃	0,1	<5
SiO ₂	23	35
Al ₂ O ₃	0	1
Li ₂ O	0,2	4
Na ₂ O	0	<3
K ₂ O	0	3
BaO	5	35
ZnO	8	25
La ₂ O ₃	10	25
ZrO ₂	0,5	9
HfO ₂	0,01	2
SnO ₂	0,01	2
CaO	0	3
SrO	0	1
Ta ₂ O ₅	0	22

5 R₂O ist jeweils die Summe der Gehalte aller Alkalimetalloxide.

Eine oder mehrere der folgenden Komponenten kann enthalten sein: Cs₂O, Rb₂O, MgO, CaO, SrO, Gd₂O₃, Lu₂O₃, Sc₂O₃, Y₂O₃, In₂O₃, Ga₂O₃ und WO₃.

10 Folgende Komponenten sollten im Glas nicht enthalten sein oder lediglich in Konzentrationen, die durch unvermeidbare Verunreinigungen der Rohstoffe bedingt sind: TiO₂, CeO₂, Nb₂O₅, MoO₃, Bi₂O₃, PbO, CdO, Tl₂O, As₂O₃, Sb₂O₃, SO₃, SeO₂, TeO₂, BeO, radioaktive Elemente und färbende Komponenten, soweit im Text nicht anders beschrieben. Insbesondere auf TiO₂ sollte verzichtet werden, weil

diese Komponente für eine ausgeprägte Absorption im UV-Bereich führen kann. In bevorzugten Ausführungsformen wird auch auf die Komponente WO_3 verzichtet.

Die Komponenten TiO_2 , CeO_2 , Nb_2O_5 und/oder Bi_2O_3 können bis maximal 0,5 Gew.-%, bevorzugt bis 0,3 Gew.-% und besonders bevorzugt bis 0,2 Gew.-% im erfindungsgemäßen Glas enthalten sein. In einer bevorzugten Ausführungsform ist das Glas frei von diesen Komponenten.

Bevorzugt sind die erfindungsgemäßen Gläser frei von optisch aktiven Komponenten, insbesondere Sm_2O_3 , Nd_2O_3 , Dy_2O_3 , Pr_2O_3 , Eu_2O_3 , Yb_2O_3 , Tb_2O_3 , Er_2O_3 , Tm_2O_3 und/oder Ho_2O_3 . CeO_2 kann zur Stabilisierung gegen Solarisation dienen. Allerdings absorbiert CeO_2 im UV-Bereich, so dass bevorzugte Gläser dieser Erfindung kein CeO_2 enthalten.

Der Gehalt der Komponenten Erdalkalimetalloxide, La_2O_3 , Ta_2O_5 , ZrO_2 und HfO_2 beträgt in Summe vorzugsweise und insbesondere für Gläser mit Brechwerten von mehr als 1,65 wenigstens 40 Gew.-%, weiter bevorzugt wenigstens 42 Gew.-%, mehr bevorzugt wenigstens 50 Gew.-% und besonders bevorzugt wenigstens 55 Gew.-%. Wenn der Gehalt dieser Komponenten zu niedrig ist, kann der bevorzugte Brechungsindex normalerweise nicht erreicht werden. Formulierungsbedingt sollte diese Summe einen Wert von 72 Gew.-% nicht übersteigen.

Das Glas kann ferner Fluor bzw. Fluorid und/oder Chlor bzw. Chlorid umfassen. Der Gehalt an Fluorid beträgt bevorzugt bis zu 0,6 Gew.-%, weiter bevorzugt bis zu 0,55 Gew.-%. Chlorid kann in einem Gehalt von höchstens 0,2 Gew.-%, bevorzugt bis zu 0,15 Gew.-% am Glas enthalten sein. Besondere Ausführungsformen des Glases sind frei von Fluor bzw. Fluorid und/oder Chlor bzw. Chlorid.

Das Glas dieser Erfindung ist vorzugsweise ein Kernglas in einem Lichtleiter. Zu diesem Kernglas passende Mantelgläser werden weiter unten beschrieben. Das Glas dieser Erfindung ist mit dem nachfolgend beschriebenen Verfahren erhältlich.

Diese Erfindung betrifft auch ein Verfahren zur Herstellung eines erfindungsgemäßen Glases in einer Schmelzvorrichtung mit einem Einschmelzteil, einem Läuterteil und einem Konditionierungsteil mit den Schritten:

- Aufschmelzen eines Gemenges in dem Einschmelzteil,
- Läutern der Schmelze im Läuterteil,
- Bubbling der Schmelze im Konditionierungsteil mit einem oxidierenden Gas nach dem Läutern.

Während des Bubbels wird das Glas vorzugsweise in einem Viskositätsbereich von $10^{0,9}$ bis $10^{2,2}$ dPas gehalten.

Im erfindungsgemäßen Verfahren wird die Läuterung bei Temperaturen von vorzugsweise wenigstens 1600°C, weiter bevorzugt wenigstens 1650°C und besonders bevorzugt wenigstens 1700°C, durchgeführt. Diese Temperaturen sind notwendig, damit das Läutermittel SnO_2 seine Wirkung entfalten kann. Zu hohe Temperaturen führen allerdings dazu, dass sich das $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$ -Verhältnis zu höheren Werten – also höheren Anteilen der reduzierten Form – verschiebt. Dieser Effekt wird verringert, indem die Läutertemperatur Werte von vorzugsweise 2000°C, weiter bevorzugt 1900°C und besonders bevorzugt 1800°C, nicht übersteigt.

Das Vorgehen des Bubbels nach dem Läutern widerspricht dem Fachwissen des Glasschmelzers, wonach nach dem Läutern keine Gase mehr in die Schmelze eingebracht werden dürfen. Das Läutern dient schließlich dazu, Blasen aus dem Glas zu entfernen. Daher ist das Bubbeln nach dem Läutern als kontraproduktiv aufgefasst worden. Es konnte nun gezeigt werden, dass bei entsprechender Prozessführung die Produktanwendung nicht gefährdet wird, selbst wenn im Einzelfall die Blasenqualität des Glases verringert sein mag. Dadurch wird ein Glas erhältlich, dass hinsichtlich der Solarisation und Dämpfung hervorragende Eigenschaften hat. Zuvor mussten Gläser für Anwendungen in Lichtleitern mit Arsen oder Antimon geläutert werden. Die erfindungsgemäße Technik macht eine Zinnläuterung auch für diese Gläser möglich.

Wird das Herstellungsverfahren ohne den Bubbingschritt durchgeführt, hat ein erfindungsgemäßes Glas einen Sn^{2+} -Anteil am Anteil des gesamten Zinns im Glas von >5% bis <20%. Das Bubbling führt zur erfindungsgemäßen Dämpfung bei 1050 nm und einem Sn^{2+} -Gehalt am Gesamtzinn von <5%. Je nach gewünschter Anwendung kann die Dämpfung so beeinflusst werden.

Zusätzlich treibt das Bubbling Wasser aus dem Glas. Wasser absorbiert wie das Fe^{2+} im nahen IR. Diese Bande kann vorzugsweise durch Bubbling mit getrocknetem Gas minimiert werden.

Das Bubbling führt ferner zu einer zusätzlichen Homogenisierung des Glases, was zu weniger Streutermen im Glas führt und somit positiv für die Transmission bzw. Dämpfung ist. Es kommt dadurch bei den erfindungsgemäßen Gläsern zur Absenkung der Dämpfung im gesamten IR-Wellenlängenbereich um bis zu 700 dB/km, was vor allem für lange Anwendungslängen der Lichtleiter von Vorteil ist.

Das Bubbling soll erfindungsgemäß nicht bei zu hohen Temperaturen durchgeführt werden. Daher findet das Bubbling erfindungsgemäß vorzugsweise bei Temperaturen von weniger als 1550°C, bevorzugt weniger als 1500°C und weiter bevorzugt weniger als 1480°C, weiter bevorzugt weniger als 1450°C, noch weiter bevorzugt 1400°C und besonders bevorzugt weniger als 1350°C statt. Bei zu hohen Temperaturen wird das Ziel des Bubbings nicht immer erreicht, weil die polyvalenten Ionen, insbesondere des Eisens, wieder reduziert werden. Dem soll mit dem Bubbling allerdings gerade entgegen gewirkt werden. Die Viskosität nimmt mit abnehmender Temperatur zu. Daher soll die Temperatur beim Bubbling einen Wert von 1000°C, vorzugsweise 1200°C und weiter bevorzugt 1250°C nicht unterschreiten. Es ist wichtig, die Viskosität der Schmelze während des Bubbings zu

kontrollieren. Während des Bubblings weist die Schmelze eine Viskosität von vorzugsweise wenigstens $10^{0,8}$ dPas und vorzugsweise höchstens $10^{2,2}$ dPas auf. Ist die Viskosität zu niedrig, kann es zu Schaumbildung kommen.

- 5 Das oxidierende Gas wird vorzugsweise über Quarzrohre in die Schmelze eingeleitet oder mittels Bodenbubbling.

- Das Glasgemenge kann mit Hochfrequenzheizung aufgeschmolzen werden. Es ist aber bevorzugt ebenfalls möglich, das Gemenge in einer zwangsgekühlten keramischen Wanne mit Elektroden
10 und/oder Brennerbeheizung aufzuschmelzen. Vorzugsweise wird jedoch das Läutergefäß mit Hochfrequenz beheizt. Das Konditionierungsgefäß wird vorzugsweise mittels elektrischer Widerstandsheizung betrieben.

- Unter „Hochfrequenzheizung“ wird erfindungsgemäß bevorzugt ein Verfahren verstanden, bei dem
15 das zu erhitzende Gemenge durch induktive Einkopplung eines elektromagnetischen Wechselfeldes erwärmt wird. Das elektromagnetische Wechselfeld weist vorzugsweise Frequenzen von wenigstens 50 kHz, weiter bevorzugt wenigstens 100 kHz auf. Die Frequenz beträgt vorzugsweise höchstens 5 MHz, weiter bevorzugt höchstens 3 MHz und besonders bevorzugt höchstens 1 MHz.

- 20 Das elektromagnetische Feld erzeugt in der, vorzugsweise vorerhitzten, elektrisch leitfähigen Glasschmelze Wechselströme, die aufgrund der Joule'schen Wärme zu einem direkten Aufheizen der Schmelze führen. Die Glasschmelze sollte vorzugsweise eine elektrische Leitfähigkeit von mehr als $0,1 \Omega^{-1} \text{ cm}^{-1}$ bei $\geq 1200^\circ\text{C}$ aufweisen. Die Glasschmelzen, die bei Beachtung der erfindungsgemäßen Zusammensetzungsbereiche erhalten werden, haben eine solche Leitfähigkeit.

- 25 Da bei diesem Vorgang der Energieeintrag direkt in der Schmelze erfolgt, ist es möglich, das Schmelzgefäß von außen zu kühlen. Dies kann insbesondere durch freie Abstrahlung, Luftkühlung oder Wasserkühlung erfolgen.

- 30 Die Wände des – bevorzugt metallischen - Schmelzgefäßes weisen vorzugsweise Schlitze auf, damit die Hochfrequenzstrahlung hindurch dringen kann. Durch die bevorzugte Wasserkühlung im Wandbereich bildet sich eine Skullkruste aus arteigenem Material aus, in der die Schmelze eingebettet ist. Damit sind Schmelztemperaturen von bis zu 3000°C erreichbar. Die sich an der Tiegelwand bildende Kruste verhindert den Kontakt der Schmelze mit dem Tiegelmateriale. Dadurch wird dem Materialabtrag des Tiegels und dem Materialeintrag aus dem Tiegel vorgebeugt.
35

Durch Verwendung eines Skulltiegels kann auf den üblichen Einsatz von in die Schmelze ragenden Elektroden verzichtet werden, so dass mögliche Verunreinigungen mit dem Elektrodenmaterial verhindert werden.

Das Läutergefäß besteht bevorzugt aus kühlmittelgekühlten Seitenwänden und Boden. Diese bestehen ebenso bevorzugt aus Metall oder einer Metalllegierung. Diese kann im Falle einer nicht färbenden Legierung/Metall unbeschichtet sein. Eine bevorzugte Ausführung der Gefäßwandungen besteht aus Aluminium oder einer Aluminiumlegierung. Weitere Ausführungsformen sind jedoch auch Gefäße aus Nickel-Basislegierungen, Kupfer, Messing, Edelmetallen (z.B. Pt-Metall) oder Edelstählen und Mischungen daraus, die in jedem Fall beschichtet sein müssen, um eine Verunreinigung der Schmelze mit färbenden Ionen zu vermeiden.

Beschichtungen können aus fluorhaltigen Kunststoffen, wie z.B. Teflon bestehen, oder aus anderen Materialien/Oxiden wie Al_2O_3 , MgO , ZrO_2 , Y_2O_3 , die den Übertritt von Ionen aus der metallischen Gefäßwandung zuverlässig verhindern. Vorzugsweise wird die Schmelze im Betrieb direkt induktiv über ein hochfrequentes elektromagnetisches Wechselfeld beheizt. Eine konduktive elektrische Beheizung über Elektroden ist ebenfalls möglich, wird aber nur eingesetzt, wenn die elektrische Leitfähigkeit bei der maximal zulässigen Schmelztemperatur nicht ausreichend für eine direkte Hochfrequenzbeheizung der Schmelze ist. Die Beheizung über alternative Strahlungsheizungen, elektrisch oder in Form eines mit fossilen Brennstoffen beheizten Brenners, ist ebenso möglich. Für den Startprozess des Einkoppelns des Tiegelinhaltes in das elektromagnetische Wechselfeld wird eine solche Zusatzheizung in Form eines mit fossilen Brennstoffen beheizten Brenners bevorzugt verwendet.

Das Schmelzgefäß ist ein zwangsgekühlter Skultiegel oder eine vorzugsweise zwangsgekühlte keramische Wanne.

Erfindungsgemäß ist auch ein Lichtleiter, der das erfindungsgemäße Glas als Kernglas umfasst und mit einem Mantelglas ummantelt ist. Bei dem Lichtleiter handelt es sich vorzugsweise um eine Stufenindexfaser. Um eine ausreichende Faserfestigkeit zu gewährleisten, sollte das Kernglas einen linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten $\alpha_{(20/300^\circ\text{C})}$ von mindestens $1,5$ bis $2,6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ über dem des verwendeten Mantelglases ausweisen.

Der Brechwert des Mantelglases ist niedriger als der des Kernglases, damit das Licht an der Grenzfläche zwischen Kern- und Mantelglas reflektiert wird. Der Brechwert des Kernglases beträgt vorzugsweise zwischen 1,55 und 1,75 und insbesondere wenigstens 1,65. In besonders bevorzugten Ausführungsformen beträgt der Brechwert 1,69 bis 1,74, besonders bevorzugt 1,70 bis 1,725. Der Brechwert des Mantelglases beträgt vorzugsweise zwischen 1,48 und 1,52.

Die Abbezahlen v_d der erfindungsgemäßen Gläser liegen in einem Bereich von 42 bis 60, bevorzugt von 43 bis 52, weiter bevorzugt von 44 bis 51 und besonders bevorzugt von 45 bis 50.

Ein Mantelglas, das geeignet ist, mit einem erfindungsgemäßen Glas in einem Lichtleiter verwendet zu werden, weist vorzugsweise einen Gehalt an SiO_2 von >60 Gew.-%, weiter bevorzugt >65 Gew.-% und besonders bevorzugt von mindestens 69 Gew.-% auf. Der SiO_2 -Gehalt beträgt bevorzugt höchst-

tens 75 Gew.-% und besonders bevorzugt bis zu 73 Gew.-%. Das Mantelglas umgibt das erfindungsgemäße Glas in dem Lichtleiter. Das erfindungsgemäße Glas bildet das sogenannte Kernglas. Daher ist das Mantelglas tendenziell stärkeren Umwelteinflüssen ausgesetzt als das Kernglas. Ein hoher SiO_2 -Gehalt verleiht bessere chemische Resistenz. Folglich ist der Gehalt an dieser Komponente im Mantelglas bevorzugt größer als im Kernglas.

Das Mantelglas umfasst ferner mindestens 5,5 Gew.-% an Alkalioxiden. Weiter bevorzugt beträgt der Gehalt des Mantelglases an Alkalioxiden mindestens 7 Gew.-% und besonders bevorzugt mindestens 8 Gew.-%. Alkalioxide umfassen dabei bevorzugt Na_2O , K_2O , Li_2O .

Der Gehalt an Na_2O beträgt bevorzugt mindestens 0,5 Gew.-%, weiter bevorzugt mindestens 2 Gew.-%. In einer besonderen Ausführungsform des Mantelglases sind mindestens 6 Gew.-% an Na_2O im Mantelglas enthalten. Der Gehalt an Na_2O beträgt vorzugsweise höchstens 15,5 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 15 Gew.-%.

Li_2O liegt bevorzugt mit einem Anteil von bis zu 0,7 Gew.-%, weiter bevorzugt bis zu 0,6 Gew.-% im Glas vor. In bevorzugten Ausführungsformen ist das Glas frei von Li_2O .

Der Gehalt an K_2O am Mantelglas beträgt bevorzugt mindestens 2 Gew.-%, weiter bevorzugt mindestens 2,5 Gew.-%. Der Gehalt an K_2O beträgt höchstens 8 Gew.-%, bevorzugt bis zu 7,5 Gew.-%. In bevorzugten Ausführungsformen ist das Glas frei von K_2O . Ein bevorzugtes Mantelglas enthält neben Na_2O und K_2O keine weiteren Alkalioxide.

Ein bevorzugtes Mantelglas umfasst weiterhin mindestens 0,5 Gew.-% an Oxiden ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus CaO , MgO , BaO und ZnO und Mischungen davon. Weiter bevorzugt beträgt der Gesamtgehalt dieser Oxide mindestens 0,6 Gew.-%. Der Gesamtgehalt an solchen Oxiden beträgt vorzugsweise höchstens 12 Gew.-%, bevorzugt höchstens 11 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 5 Gew.-%, besonders bevorzugt höchstens 2,5 Gew.-%. Bevorzugt umfasst das Mantelglas genau zwei Oxide ausgewählt aus CaO , MgO , BaO und ZnO . Ganz besonders bevorzugt umfasst das Mantelglas nur ein Oxid ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus CaO , MgO , BaO und ZnO .

Ein bevorzugtes Mantelglas umfasst ferner Al_2O_3 mit einem Gehalt von mindestens 0,5 Gew.-%, bevorzugt 1 Gew.-%, weiter bevorzugt sind mindestens 2 Gew.-% Al_2O_3 im Glas enthalten. Das Mantelglas umfasst jedoch höchstens 7,5 Gew.-%, bevorzugt bis zu 7 Gew.-%, weiter bevorzugt höchstens 3 Gew.-% und noch weiter bevorzugt 1 Gew.-% an Al_2O_3 .

Das Mantelglas kann ferner B_2O_3 umfassen, wobei mindestens 9 Gew.-%, bevorzugt mindestens 9,5 Gew.-% an B_2O_3 im Mantelglas enthalten sind. Besonders bevorzugt enthält das Mantelglas höchstens 19 Gew.-%, besonders bevorzugt bis zu 18,5 Gew.-% B_2O_3 .

In bevorzugten Ausführungsformen umfasst das Mantelglas einen höheren Gehalt der Summe der Komponenten B_2O_3 und Al_2O_3 als das Kernglas.

Vorzugsweise ist der Gehalt an SiO_2 im Mantelglas größer als der SiO_2 -Gehalt im Kernglas. Außerdem ist vorzugsweise der La_2O_3 -Gehalt im Mantelglas viel kleiner als im Kernglas. Zu hohe SiO_2 -Anteile im Kern erlauben nicht mehr die Einstellung der relativ hohen Brechwerte, die mit La_2O_3 eingestellt werden. Außerdem ist der ZnO -Gehalt im Mantelglas vorzugsweise viel geringer als im Kernglas. Der Grund ist, dass die Viskosität des Kernglases vorzugsweise geringer ist als die des Mantelglases. Das verbessert die Faserzugeigenschaften. In bevorzugten Ausführungsformen ist die Summe der Gehalte von ZnO und BaO im Mantelglas kleiner als diese Summe im Kernglas.

Das Mantelglas kann ZrO_2 enthalten, wobei vorzugsweise höchstens 0,04 Gew.-%, weiter bevorzugt bis zu 0,03 Gew.-% ZrO_2 im Mantelglas vorliegen.

As_2O_3 kann mit einem Gehalt von bis zu 0,05 Gew.-%, bevorzugt bis zu 0,01 Gew.-% im Glas enthalten sein. Arsenoxid ist verantwortlich für Solarisation. Im Mantelglas ist eine gute Dämpfung aber nicht in dem Maße erforderlich wie im erfindungsgemäßen Kernglas. Ganz besonders bevorzugt ist das Mantelglas trotzdem frei von As_2O_3 , weil Arsen giftig ist und daher vermieden werden sollte. Dasselbe gilt auch für Sb_2O_3 .

Das Mantelglas kann ferner Fluor bzw. Fluorid und/oder Chlor bzw. Chlorid umfassen. Der Gehalt an Fluorid beträgt bevorzugt bis zu 0,6 Gew.-%, weiter bevorzugt bis zu 0,55 Gew.-%. Chlorid kann in einem Gehalt von höchstens 0,2, bevorzugt bis zu 0,15 Gew.-% am Glas enthalten sein. Besondere Ausführungsformen des Mantelglases sind frei von Fluor bzw. Fluorid und/oder Chlor bzw. Chlorid.

Die folgende Tabelle zeigt einige bevorzugte Zusammensetzungen von Mantelgläsern, die zusammen mit den erfindungsgemäßen Gläsern verwendet werden können. Die Mantelgläser enthalten (in Gew.-% auf Oxidbasis):

Oxide	Gruppe 1	Gruppe 2	Gruppe 3	Gruppe 4
SiO_2	70 - 78	63 - 75	75 - 85	62 - 70
Al_2O_3	5 - 10	1 - 7	1 - 5	1 - 10
B_2O_3	5 - 14	0 - 3	10 - 14	> 15
Li_2O	frei	0 - 1	0 - 3	< 0,1
Na_2O	0 - 10	8 - 20	2 - 8	0 - 10
K_2O	0 - 10	0 - 6	0 - 1	0 - 10
MgO	0 - 1	0 - 5	frei	0 - 5
CaO	0 - 2	1 - 9	frei	0 - 5
SrO	0 - 1	frei	frei	0 - 5

BaO	0 - 1	0 - 5	frei	0 - 5
F	0 - 1	0 - 1	frei	0 - 1

Ein Fachmann ist in der Lage, anhand seines Fachwissens auch noch weitere Mantelgläser einzusetzen. Es ist jedoch nicht mit Sicherheit vorhersehbar, ob Mantelgläser auch bei Vorliegen der erforderlichen physikalischen Eigenschaften in jedem Fall mit den Kerngläsern harmonieren und gute Stufenfasern ergeben. Es empfiehlt sich daher im konkreten Einzelfall eine vorgesehene Mantelglas-Kernglas-Paarung auf ihre Eignung hin experimentell zu überprüfen.

Beispiele

Zur Herstellung der erfindungsgemäßen Gläser wurden Gemenge aus herkömmlichen, von unvermeidlichen Verunreinigungen abgesehen Rohstoffen bei 1500-1580°C in einem Hochfrequenz-beheizten Skulttiegel über einen Zeitraum von 3 Stunden eingelegt und aufgeschmolzen. Die Schmelze auf eine Temperatur von 1550-1630°C aufgeheizt und anschließend 45 min geläutert. Die Temperatur wurde anschließend auf 1540°C abgesenkt und 30 min mit Sauerstoff gebubbelt. Die Temperatur wurde dann über einen Zeitraum von 15-20 Minuten auf 1450° C abgesenkt und das Glas gegossen. Die Kühlung der Glasblöcke erfolgte ab 660°C mit einer Rate von 10 K/h auf Raumtemperatur.

Die Ergebnisse sind in der Tabelle 1 zusammengefasst. Die Angaben zur Zusammensetzung der optischen Gläser/Kerngläser sind in Gew.-% auf Oxidbasis angegeben und wurden analysiert. Weiterhin bedeuten n_d den Brechungsindex, v_d die Abbe-Zahl, P_g, F die relative Teildispersion für die Wellenlängen g und F , $\alpha_{20/300}$ den linearen thermischen Wärmeausdehnungskoeffizienten im Bereich von 20° C bis 300° C gemäß ISO 7991, T_g die Glastransformationstemperatur gemäß ISO 7884, die Dichte nach der Auftriebsmethode (Buoyancy flotation method) entsprechend dem Archimedischen Prinzip, CR die Klimaresistenz nach ISO/WD 13384, FR die Flecken-Resistenz nach der SCHOTT-Methode und AR die alkalische Resistenz nach ISO/DIN10629.

Tabelle 1

Bsp.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
SiO ₂	48,79	42,73	47,71	48,6	51,8	33	47,5	42,8	43,73	33,47	43,31
B ₂ O ₃					8	8			11,88	11,63	
Al ₂ O ₃	9	2							0,22	0,19	
P ₂ O ₅											
Li ₂ O			0,9			1,8	0,82	0,71	0		0,7
Na ₂ O	9	6	8,3	8,2	9	4	6,86	5,8	5,67	4,9	5,8
K ₂ O			5,8	9,1	3	1	6,48	3,7	0,66	0,57	3,7
CaO											
SrO											
BaO	20	28	0,8	0,8	22	22	0,9	9,2	29,95	40,24	9
ZnO	1	8	34,4	33	6	30	27,6	21,2	7,63		21,2

La ₂ O ₃	9	5					5,64	10,7		6,32	10,8
ZrO ₂	3	8	1,8				3,81	4,9		2,46	4,9
HfO ₂	0,06	0,17	0,04				0,08	0,6		0,05	0,59
SnO ₂	0,15	0,10	0,25	0,3	0,2	0,2	0,31	0,39	0,26	0,17	0,15
MnO											0,00015
Summe	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100
<u>Eigenschaften</u>											
n _d	1,5828	1,6097	1,58	1,567	1,556	1,617	1,58825	1,62361	1,5830	1,6240	1,6234
v _d	51,6	53,0				52,4	51,06	49,9	58,7	56	50,2
PgF							0,5538	0,5557			
α _(20-300°C) [10 ⁻⁶ /K]	7,9	8,1					8,74	8,22	8,18	9,25	7,96
T _g [°C]	529	617					534	563	573	584	568
ρ [g/cm ³]	2,97	3,49					3,13	3,44	3,23	3,6	3,44
CR [Klasse]	1	1					1	1			
AR [Klasse]	1.0	1.0					1.0	1.0			
FR [Klasse]	0	0					0	0			
D (1050nm) [dB/km]*	-	-	-	-	-	-	180	117	250	300	

*unbestrahlt

Fortsetzung Tabelle 1

Bsp.	12	13	14	15	16	17	18	19	20
SiO ₂	50	45	44	31,07	30,98	24,26	25,75	29,6	27,90
B ₂ O ₃	1	6	1	2,37	2,42	4,52	3,24	3,50	3,50
Al ₂ O ₃	1	4	2						
P ₂ O ₅	0,1	4	2						
Li ₂ O	3	5		0,86	1,09	0,45	0,86	0,86	1,22
Na ₂ O	2	2	3	1,04	1,04				
K ₂ O	2	2	7	1,55	1,55	0,28			
CaO	1	6	5						
SrO								0,01	0,02
BaO	9,9	6	8	22,32	17,96	34,13	23,16	16,30	23,20
ZnO	23	14	25	16,84	19,61		14,23	21,60	16,20
La ₂ O ₃	5	5		15,73	13,89	13,29	23,24	18,40	18,50
Ta ₂ O ₅				3,35	6,50	21,57	4,58	4,80	4,70
ZrO ₂	2	1	3	4,75	4,81	1,45	4,84	4,40	4,30
SnO ₂	0,10	0,10	0,12	0,12	0,15	0,07	0,10	0,14	0,21
HfO ₂						0,02	0,09	0,08	0,07
<u>Eigenschaften</u>									
n _d	1,5739	1,5588	1,5869	1,68826	1,69171	1,73162	1,73339	1,70863	1,72019
v _d	53,03	55,63	51,29	48,23	47,06	45,35	46,93	48,02	47,19
PgF	0,5446	0,5436	0,5536	0,558	0,559	0,562	0,5591	0,5589	0,5591
α _(20-300°C) [10 ⁻⁶ /K]	7,0	7,9	7,7	n.b.	n.b.	8,4	7,71	6,60	7,51
T _g [°C]	541	429	561	n.b.	n.b.	665	631	611	597
ρ [g/cm ³]	3,15	2,8	3,11	4,04	4,03	4,18	4,40	4,22	4,28

CR [Klasse]						1			
AR [Klasse]						1.0			
FR [Klasse]						1			
D (1050nm) [dB/km]*									1052

*unbestrahlt

Fortsetzung Tabelle 1

Bsp.	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30
SiO ₂	28,10	27,80	27,70	28,10	28,20	29,80	28,80	29,10	29,10	29,30
B ₂ O ₃	3,00	3,30	3,40	3,30	3,40	3,50	2,40	1,02	3,30	3,30
Al ₂ O ₃									0,02	
P ₂ O ₅										
Li ₂ O	0,80	1,09	0,96	0,85	0,89	0,88	0,88	0,93	0,92	0,89
Na ₂ O										
K ₂ O										
CaO										
SrO	0,02	0,02	0,02	0,02		0,02	0,03	0,03		0,03
BaO	28,30	22,50	22,40	25,40	28,40	22,00	29,60	29,60	29,30	29,60
ZnO	12,50	17,10	17,60	14,90	13,70	17,80	13,10	13,90	12,40	13,00
La ₂ O ₃	18,20	15,30	17,60	18,20	16,30	18,40	18,70	19,00	18,50	18,60
Ta ₂ O ₅	4,60	8,30	5,70	4,70	4,60	2,90	1,90	1,80	1,80	0,67
ZrO ₂	4,20	4,20	4,30	4,20	4,20	4,30	4,30	4,40	4,30	4,30
SnO ₂	0,09	0,14	0,12	0,10	0,10	0,10	0,09	0,10	0,09	0,09
HfO ₂	0,07	0,06	0,07	0,07		0,08	0,08	0,08	0,08	0,08
<u>Eigenschaften</u>										
n _d	1,7177	1,7240	1,7211	1,7179	1,7139	1,7159	1,7145	1,7190	1,7074	1,7043
v _d	47,61	46,03	46,94	47,44	47,79	46,84	48,17	47,71	48,87	49,12
PgF	0,5593	0,5600	0,5577	0,5591	0,5653	0,5591	0,5576	0,5587	0,5567	0,5569
$\alpha_{(20-300^{\circ}\text{C})}$ [10 ⁻⁶ /K]	7,79	7,23	7,44	7,49	7,74	7,12	7,98	7,99	7,85	7,9
T _g [°C]	624	602	613	623	612	600	631	646	618	610
ρ [g/cm ³]	4,33	4,32	4,30	4,30	4,28	4,18	4,29	4,34	4,22	4,19
CR [Klasse]	1	1			1		1			
AR [Klasse]	1.0	1.0			1.0		1.0			
FR [Klasse]	1	1			2		2			
D (1050nm) [dB/km]*	721	883	738	518	637	660	898	714	1238	1193

*unbestrahlt

5

In der Tabelle 2 sind zwei Mantelgläser mit ihrer Zusammensetzung (gemäß Analyse in Gew.-% auf Oxidbasis) aufgeführt. Weiterhin bedeuten n_d den Brechungsindex, $\alpha_{20/300}$ den linearen thermischen Wärmeausdehnungskoeffizienten im Bereich von 20° C bis 300° C gemäß ISO 7991, EW die Erweichungstemperatur bei einer Viskosität von 10^{7,6} dPas, S die Säurebeständigkeit nach ISO 12116, L die Laugenbeständigkeit nach DIN ISO 695.

10

Tabelle 2

Beispiel	A	B
Mantelglastyp	Gruppe 1	Gruppe 2
SiO ₂	73,9	69,9
B ₂ O ₃	9,60	1,0
Na ₂ O	6,60	12,6
K ₂ O	2,56	3,2
MgO	0,01	2,7
CaO	0,63	5,1
BaO	0,04	2,1
Al ₂ O ₃	6,62	4,0
TiO ₂		0,1
F	0,08	0,2
Cl	0,18	
Fe ₂ O ₃	4,E-02	
Sb ₂ O ₃	<0,005	
As ₂ O ₃	<0,005	0,1
Summe	100,26	101
<u>Eigenschaften</u>		
n _d	1,49	1,514
$\alpha_{(20-300^{\circ}\text{C})} [10^{-6}/\text{K}]$	5,5	9,1
EW [°C]	790	720
S [Klasse]	1	1
L [Klasse]	2	2

Da die erfindungsgemäßen Gläser insbesondere als Kerngläser für optische Fasern, geeignet sind, wurden aus ausgewählten Kern-Gläsern gemäß Tabelle 1 zusammen mit ausgewählten Mantelgläsern gemäß Tabelle 2 optische Fasern mit einem Durchmesser von 30, 50 und 70 µm hergestellt und ihre physikalischen Daten ermittelt, die in Tabelle 3 gezeigt sind.

Die Herstellung der Fasern erfolgte nach dem bekannten Stab-Rohr-Ziehverfahren auf einer üblichen Stab-Rohr-Ziehmaschine mit zylindrischem Ofen gemäß Stand der Technik. Die Dämpfung der Fasern wurde gemäß DIN 58141 Teil 1 bestimmt. ÖW ist der Öffnungswinkel und wurde nach DIN 58141-3 ermittelt, ΔÖW ist die Differenz der Öffnungswinkel der 1m langen und der 3,8m langen und im Durchmesser 50µm messenden Faser.

Die Farbtemperatur [K] des aus der Faser nach Durchgang durch eine bestimmte Faserlänge austretenden Lichts wurde nach Einstrahlung von Normlicht D65 (Farbtemperatur 6504 K) bestimmt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3 aufgeführt. Die Dämpfung bei den verschiedenen Lichtwellenlängen

wurde in dB km⁻¹ und der Öffnungswinkel sowie die Differenz der Öffnungswinkel wurden in Grad angegeben.

Tabelle 3

Kernglas Bsp. aus Tab. 1	19	20	21	22	23	24
Mantel-Bsp. aus Tab. 2	A	A	A	A	A	A
<u>Eigenschaften Stufenindexfaser</u>						
Dämpfung 550nm, Ø 50µm, [dB/km]	287	292	215	240	401	339
Dämpfung 610nm Ø 50µm, [dB/km]	374	411	306	333	469	386
ÖW 1m, Ø 50µm [°]	117	103	121	122	123	122
ÖW 3,8m, Ø 50µm [°]	99	83	113	104	108	113
Δ ÖW zw. 1m und 3,8m, Ø 50µm [°]	18	20	8	18	15	9

5

Fortsetzung Tabelle 3

Kernglas Bsp. aus Tab. 1	25	26	27	28	29	30	26
Mantel-Bsp. aus Tab. 2	A	A	A	A	A	A	B
<u>Eigenschaften Stufenindexfaser</u>							
Dämpfung 550nm, Ø 50µm, [dB/km]	200	274	206	276	264	244	420
Dämpfung 610nm Ø 50µm, [dB/km]	275	373	313	357	424	393	490
ÖW 1m, Ø 50µm [°]	121	109	120	65	118	118	102
ÖW 3,8m, Ø 50µm [°]	113	100	113	54	114	112	84
Δ ÖW zw. 1m und 3,8m Ø 50µm [°]	8	9	7	9	4	6	18

Die folgende Tabelle 4 zeigt die Auswirkung erfindungsgemäßer Maßnahmen auf eine Vielzahl von Varianten des Beispielglases 8:

10

Tabelle 4

Bsp.8						
Variante	Bubbling	D(920nm) [dB/km]	Δ(900- 700nm)	D1050nm [dB/Km]	T _{Bubbling} [°C]	t _{Bubbling} [min]
a	ja	158	32	170	1450	30
b	ja	196	44	207	1430	30
c	ja	339	132	368	1450	15
d	ja	286	102	310	1450	30
e	ja	206	54	238	1400	30
f	ja	266	95	290	1450	30
g	ja	225	61	245	1450	30
h	ja	117	17	129	1440	30
i	ja	116	19	125	1450	30
j	ja	116	-5	118	1480	30
k	ja	174	22	183	1450	30
l	ja	208	48	222	1480	30

m	ja	127	16	136	1480	30
n	nein	801	338	864	-	-
o	nein	663	255	714	-	-

Die unterschiedlichen Dämpfungen ergeben sich zum Teil aus unterschiedlichen Läutertemperaturen und zum Teil daraus, dass die Rohstoffe von unterschiedlichen Herstellern bezogen wurden. Es ist erkennbar, dass das Bubbling von allen Maßnahmen den stärksten Effekt auf die Dämpfung hat.

5

Tabelle 5

Bsp. 7						
Variante	Bubbling	D(920nm) [dB/km]	Δ (900- 700nm)	D1050nm [dB/Km]	T _{Bubbling} [°C]	t _{Bubbling} [min]
a	nein	338	126	410	-	-
b	ja	253	94	279	1460	30

Auch für Beispielglas 7 konnte ein deutlicher Zusammenhang zwischen Bubbling und Dämpfung aufgezeigt werden.

10

Die folgende Tabelle 6 zeigt den Zusammenhang zwischen dem Gehalt an Sn²⁺ in einer Probe und der Läutertemperatur einerseits und dem Bubbling andererseits (Mengenangaben in Gew.-%).

Tabelle 6

Glas	LT*(°C)	Bubbling	Sn ^g	Sn ²⁺	Sn ²⁺ /Sn
8	1700	Ja	0,1	0,005	5%
8	1550	Nein	0,1	0,005	5%
7	1800	Nein	0,11	0,010	10%
8	1700	Nein	0,11	0,010	10%
8	1710	Nein	0,11	0,014	13%

15

* Läutertemperatur; ^g Gesamtmenge Sn

Es ist erkennbar, dass bei hohen Temperaturen ein größerer Teil des Zinns in reduzierter Form vorliegt. Damit SnO₂ als Läutermittel wirkt, sind allerdings sehr hohe Temperaturen notwendig. Die Tabelle zeigt, dass bei erfindungsgemäßigem Bubbelen nach der Läuterung der Gehalt an Sn²⁺ zurück gedrängt wird. Der Einfluss des Bubbels wird besonders deutlich. Im Gleichen Maße wie Sn²⁺ sich zum Gesamtzinngesamtgehalt verhält, verhält sich auch Fe²⁺ zum Gesamteisengehalt.

20

Die ermittelten Werte gehen mit starkem Messfehler einher. Daher sind die erfindungsgemäßen Gläser durch die Dämpfung in dB/km charakterisiert. Das folgende Beispiel zeigt, dass ein verminderter Gehalt an Fe²⁺ im Glas einen stark positiven Einfluss auf die Dämpfung hat. Begünstigt wird dies durch relativ niedrige Läutertemperaturen, die eine Läuterung mit SnO₂ erlauben, durch zusätzliches O₂-Bubbling, das das Glas oxidiert, homogenisiert und Streuterme mindert und durch den Einsatz hochreiner Rohstoffe.

25

Abbildung 1 zeigt den Einfluss des SnO_2 -Gehaltes im Glas auf die Solarisationsbeständigkeit. Die Abbildung illustriert nur eine Auswahl der vielen Versuche und Analysen, die durchgeführt wurden, um den optimalen Gehalt des Läutermittels im Hinblick auf die Solarisationsbeständigkeit zu ermitteln.

5 Die dargestellten Ergebnisse sind Mittelwerte aus mehreren Messungen. Die einzelnen Balken zeigen das Ausmaß des Rückgangs der Farbtemperatur D65 in K nach Bestrahlung für eine gewisse Zeit. Die Bestrahlung wurde mit einer 300W Xenon-Hochdruck-Kurzbogenlampe durchgeführt. Es ist ersichtlich, dass die Solarisation stets so gering war, dass der Rückgang der Farbtemperatur niemals die Grenze von 150 K erreicht hat. Wie oben erwähnt ist ein Rückgang der Farbtemperatur ab etwa
10 150 K mit bloßem Auge wahrnehmbar. Das verwendete Glas hatte die Zusammensetzung des Beispielglases 8.

Größere Mengen an SnO_2 führten zu keiner weiteren Verbesserung der Solarisationsbeständigkeit. Vielmehr gibt es ein Optimum hinsichtlich Solarisationsverhalten und ein Optimum hinsichtlich der
15 Läuterwirkung. Diese beiden Optima sind nicht identisch, so dass ein Mittel gefunden werden musste zwischen guter Läuterung und geringerer Solarisation.

Abbildung 2 zeigt das Dämpfungsspektrum verschiedener Gläser. Es ist erkennbar, dass sich die Gläser in zwei Bereichen hinsichtlich der Dämpfung unterscheiden, nämlich einerseits im Bereich
20 kleiner Wellenlängen um 400 nm (Blaukante) und im Bereich um 920 bis 1100 nm.

Es ist erkennbar, dass herkömmliche Kerngläser, die PbO enthalten, durchaus gute Eigenschaften haben (Glas B). Gläser, die mit Platinkomponenten in Berührung gekommen sind, weisen starke Absorption im UV auf (Glas A).
25

Die Gläser A und B sind bleihaltige Fasergläser. Diese schaffen mit As_2O_3 -Läuterung sehr wohl gute IR-Dämpfungswerte. Sie haben allerdings hohe Dämpfungswerte im UV, wenn in konventioneller Wanne, bestehend aus Quarzalbecken, Pt-Läuterkammer und Homogenisierungssystem, (Glas A) gefertigt wurde, d.h. diese Gläser hatten während der Fertigung Platinkontakt.
30

Das Glas B ist ebenfalls ein Bleiglas, das im Kieselglastiegel gefertigt wurde und deshalb keinen Kontakt zu Platin hatte.

Glas C ist ein bleifreies Faserglas in der konventionellen Wanne geschmolzen und mit As_2O_3 geläutert. As_2O_3 läutert bei niedrigeren Temperaturen als SnO_2 und begünstigt die Redoxverhältnisse im Glas, so dass auch im IR gute Dämpfungswerte erreicht werden. Es ist jedoch wegen seiner Toxizität und der verursachten Solarisationseffekte (hier nicht gezeigt) unerwünscht.
35

Glas D ist ebenfalls ein bleifreies Glas mit Sb_2O_3 -Läuterung gefertigt in einem Kieselglastiegel ohne Platinkontakt. Die Dämpfungswerte dieses Glases sind sowohl im UV als auch im IR sehr gut. Aller-
40

dings ist auch das Sb_2O_3 unerwünscht aufgrund seiner Toxizität und der nachweislich verursachten Solarisation (hier nicht gezeigt).

5 Beispielglas 8 ist das erfindungsgemäße Glas mit SnO_2 -Läuterung. Es wurde nach dem Läutern mit Sauerstoff gebubbelt. Die Dämpfungswerte dieses Glases sind sowohl im UV als auch im IR sehr gut.

Abbildung 3 zeigt sehr schön, wie stark der Effekt des Bubbels nach dem Läutern ausgeprägt ist. Es ist gut zu erkennen, dass die Dämpfung durch eine Erhöhung der Läutertemperatur extrem stark ansteigt. Erfindungsgemäß muss allerdings bei hohen Temperaturen geläutert werden. Durch
10 Bubbling nach dem Läutern wird die Dämpfung sogar so stark verbessert, dass bessere Werte erreicht werden als beim Läutern bei niedriger Temperatur.

Abbildung 4: Die einzelnen Balken zeigen das Ausmaß des Rückgangs der Farbtemperatur D65 in K nach Bestrahlung für eine gewisse Zeit für ein As_2O_3 - und ein Sb_2O_3 - geläutertes Glas. Die Bestrah-
15 lung wurde mit einer 300W Xenon-Hochdruck-Kurzbogenlampe durchgeführt. Die Lichtleiterlänge betrug 1 m. Bereits nach 3 h (beim As_2O_3 - geläuterten Glas) bzw. nach 30 h (beim Sb_2O_3 -geläuterten Glas) Bestrahlung beträgt der Wert für den Farbtemperaturrückgang >150 K und der Effekt verstärkt sich mindestens um den Faktor Zwei bei längerer Bestrahlungszeit als 3 h.

20 **Abbildung 5** zeigt das Dämpfungsspektrum eines Mangan-haltigen Glases (Bsp. 11) vor und nach Bestrahlung. Die durch bereits 3 h Bestrahlung mit einer 300W Xenon-Hochdruck-Kurzbogenlampe induzierte Bande bei ca. 550 nm lässt die Dämpfung in diesem Wellenlängenbereich auf größer 300 dB/km anwachsen.

25 **Abbildung 6** zeigt das Dämpfungsspektrum des Beispielglases 25.

Ansprüche

1. Glas mit verbesserter Solarisationsbeständigkeit, das SnO_2 umfasst und bei einer Wellenlänge von 1050 nm eine Dämpfung von ≤ 1300 dB/km aufweist.
2. Glas nach Anspruch 1 mit einer Dämpfung von < 400 dB/km bei einer Wellenlänge von 1050 nm.
3. Glas nach Anspruch 1 mit einer Dämpfung von 400 bis 1300 dB/km bei einer Wellenlänge von 1050 nm.
4. Glas nach einem der vorhergehenden Ansprüche, wobei das Glas Fe^{2+} und/oder Fe^{3+} in einem Gehalt von 0 bis 10 ppm umfasst.
5. Glas nach einem der Ansprüche 1 bis 4, wobei das Glas MnO in einer Konzentration von < 200 ppb enthält.
6. Glas nach einem der Ansprüche 1 bis 4, wobei das Glas MnO in einer Konzentration von 200 bis 500 ppb enthält.
7. Glas nach einem der vorhergehenden Ansprüche, wobei das Glas frei von PbO , As_2O_3 und Sb_2O_3 ist.
8. Glas nach wenigstens einem der vorhergehenden Ansprüche das folgende Komponenten in Gew.-% umfasst

	von	bis
B_2O_3	0	24
SiO_2	23	62,1
Al_2O_3	0	10
Li_2O	0	10
Na_2O	0	18,5
K_2O	0	25,7
BaO	0	57,8
ZnO	0	40
La_2O_3	0	25
ZrO_2	0	10
HfO_2	0	14,2
SnO_2	> 0	2
MgO	0	8
CaO	0	8
SrO	0	24,4
Ta_2O_5	0	22

Y ₂ O ₃	0	11,9
Rb ₂ O	0	15
Cs ₂ O	0	21
GeO ₂	0	7,5
F	0	2
Σ R ₂ O	5	20
Σ MgO, CaO, SrO, ZnO	20	42

9. Glas nach wenigstens einem der vorhergehenden Ansprüche mit einem Masseverhältnis von SiO₂ zu B₂O₃ von mehr als 5.
- 5 10. Glas nach wenigstens einem der vorhergehenden Ansprüche mit einem Gesamtgehalt der Komponenten MgO, CaO, BaO, SrO, La₂O₃, Ta₂O₅, ZrO₂ und HfO₂ von wenigstens 40 Gew.-%.
- 10 11. Glas nach wenigstens einem der vorhergehenden Ansprüche mit einem Anteil von Sn²⁺ am Gesamtzinngesamtgehalt von höchstens 5%.
12. Glas nach wenigstens einem der vorhergehenden Ansprüche mit einem Gehalt an SnO₂ von wenigstens 0,01 und höchstens 1 Gew.-%.
- 15 13. Verfahren zur Herstellung eines Glases nach einem der vorhergehenden Ansprüche mit den Schritten
- 20 a. Schmelzen des Glasgemenges in einem Schmelzgefäß,
b. Läutern der Schmelze in einem Läutergefäß
c. Bubbling der Schmelze in einem Konditionierungsgefäß mit einem oxidierenden Gas nach dem Läutern.
14. Lichtleiter, umfassend ein Glas nach einem der Ansprüche 1 bis 12 als Kernglas, sowie ein Mantelglas, dass das Kernglas ummantelt.
- 25 15. Verwendung eines Glases nach wenigstens einem der Ansprüche 1 bis 12 als Kernglas in einem Lichtleiter.

Abbildung 1

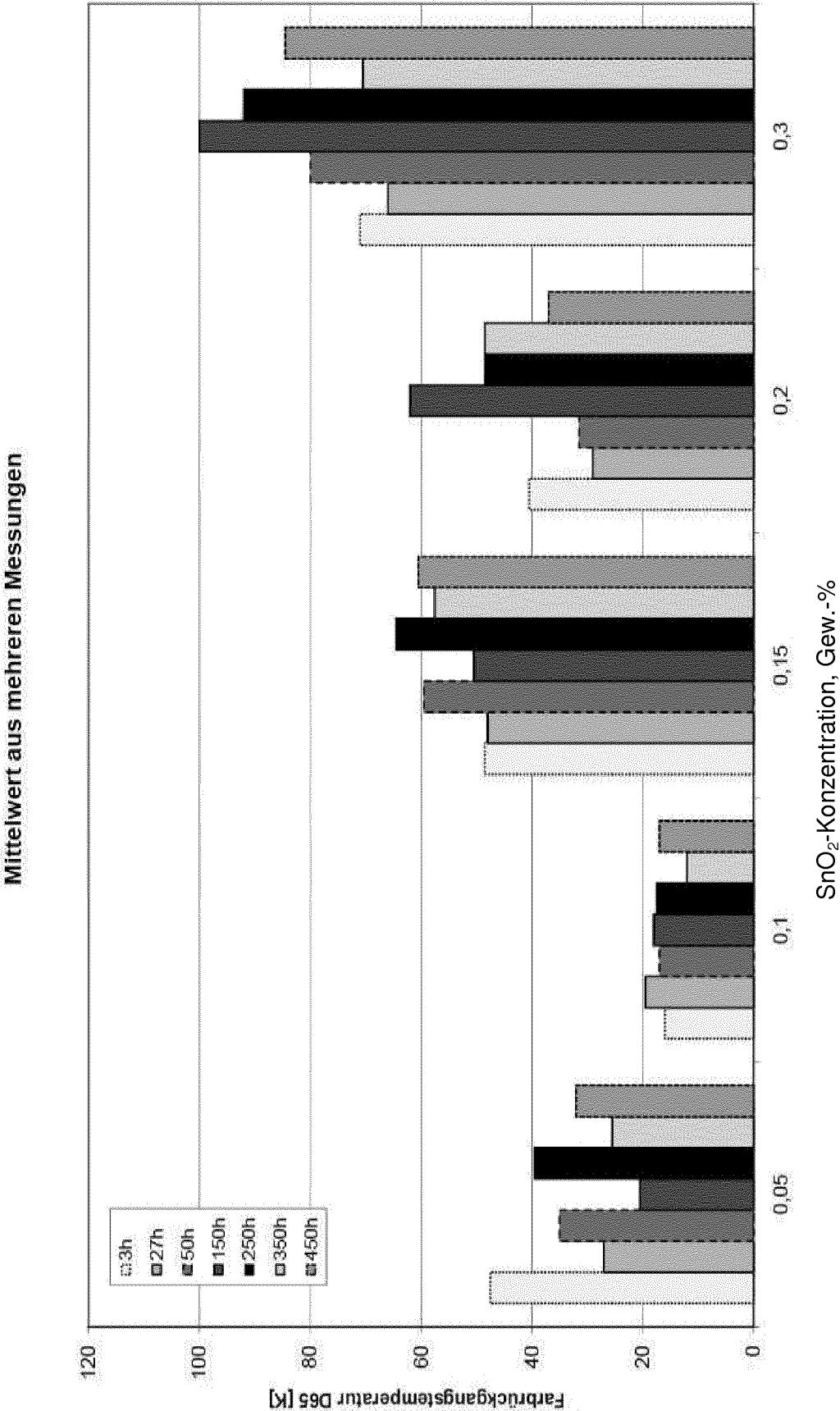


Abbildung 2

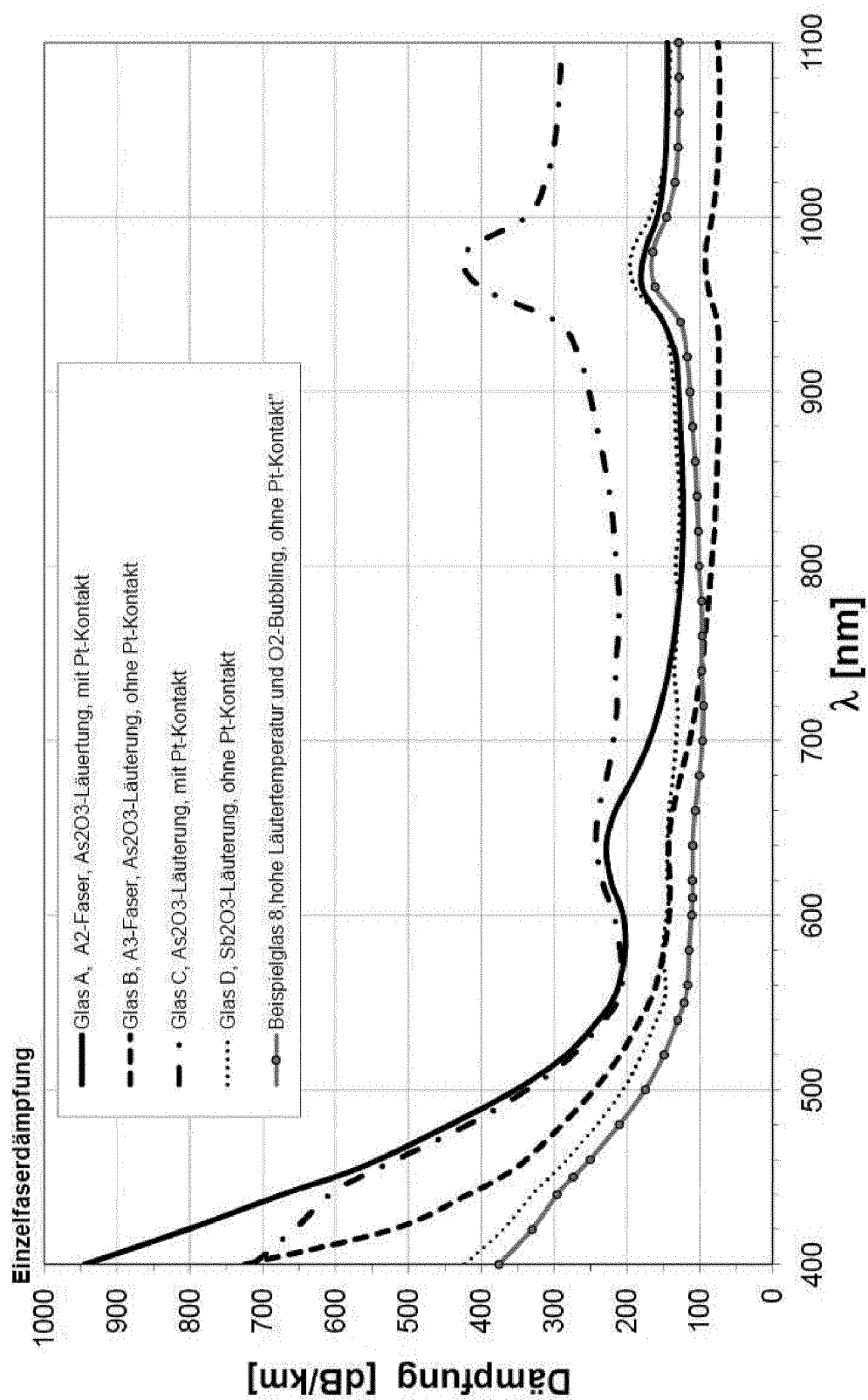


Abbildung 3

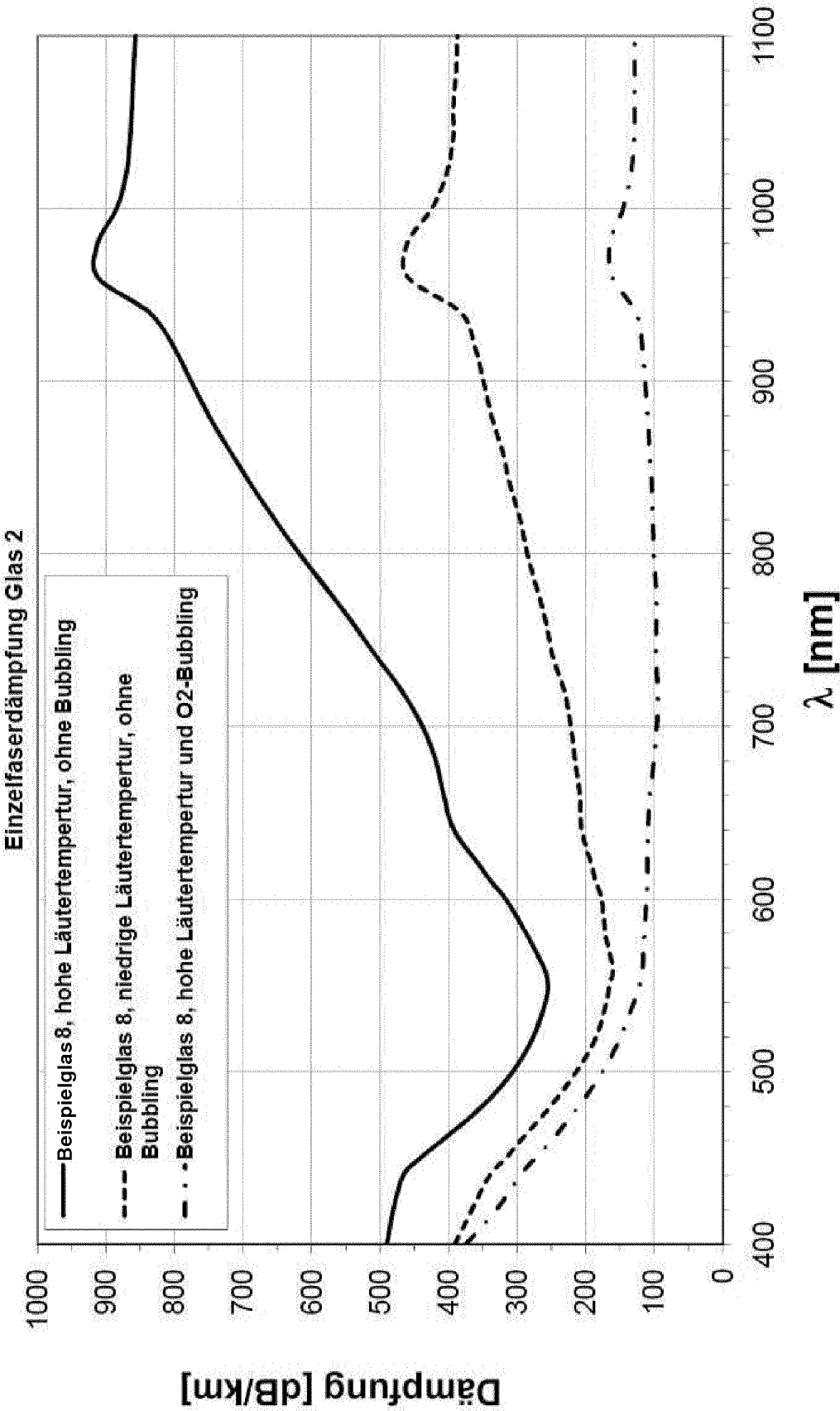


Abbildung 4

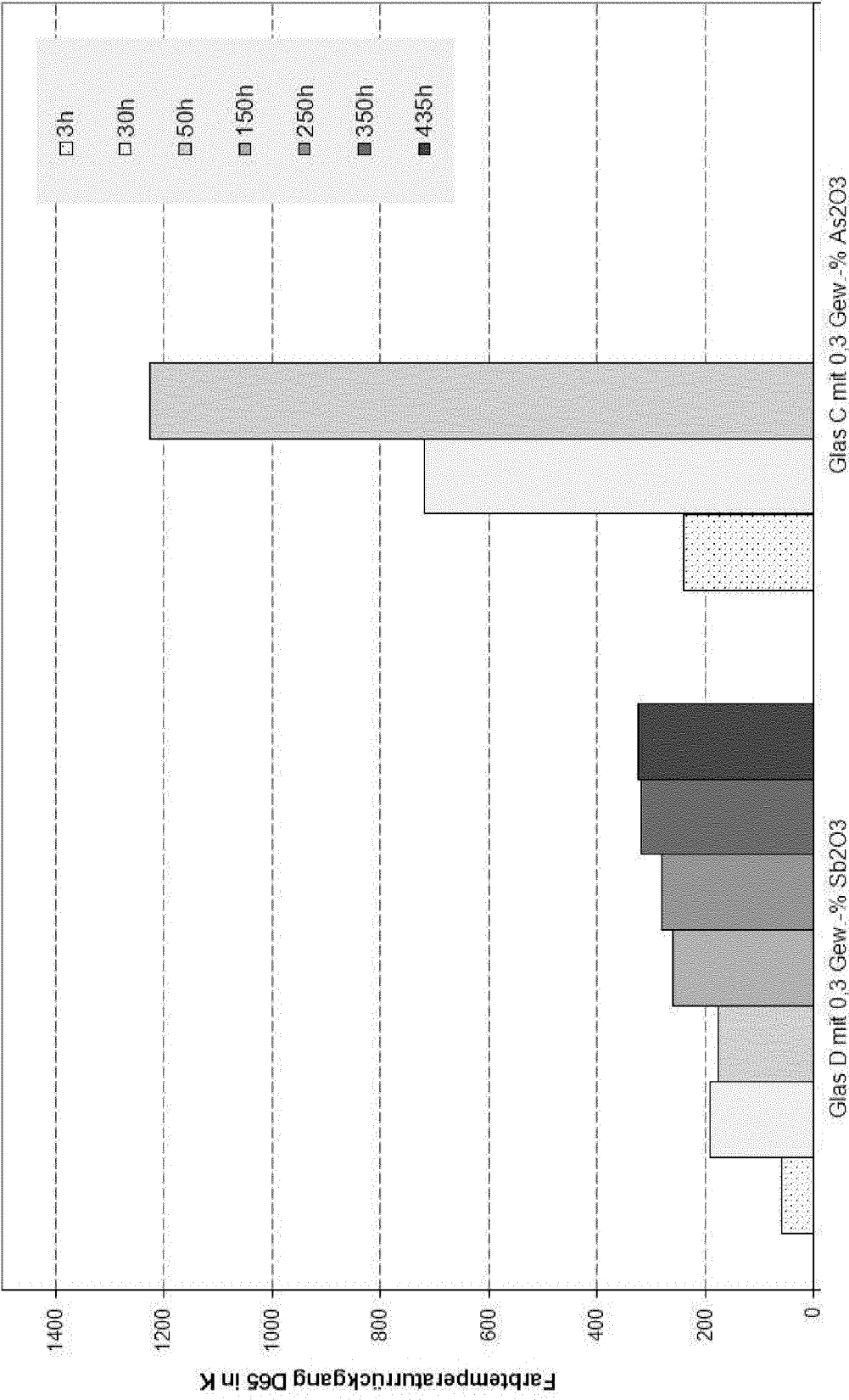


Abbildung 5

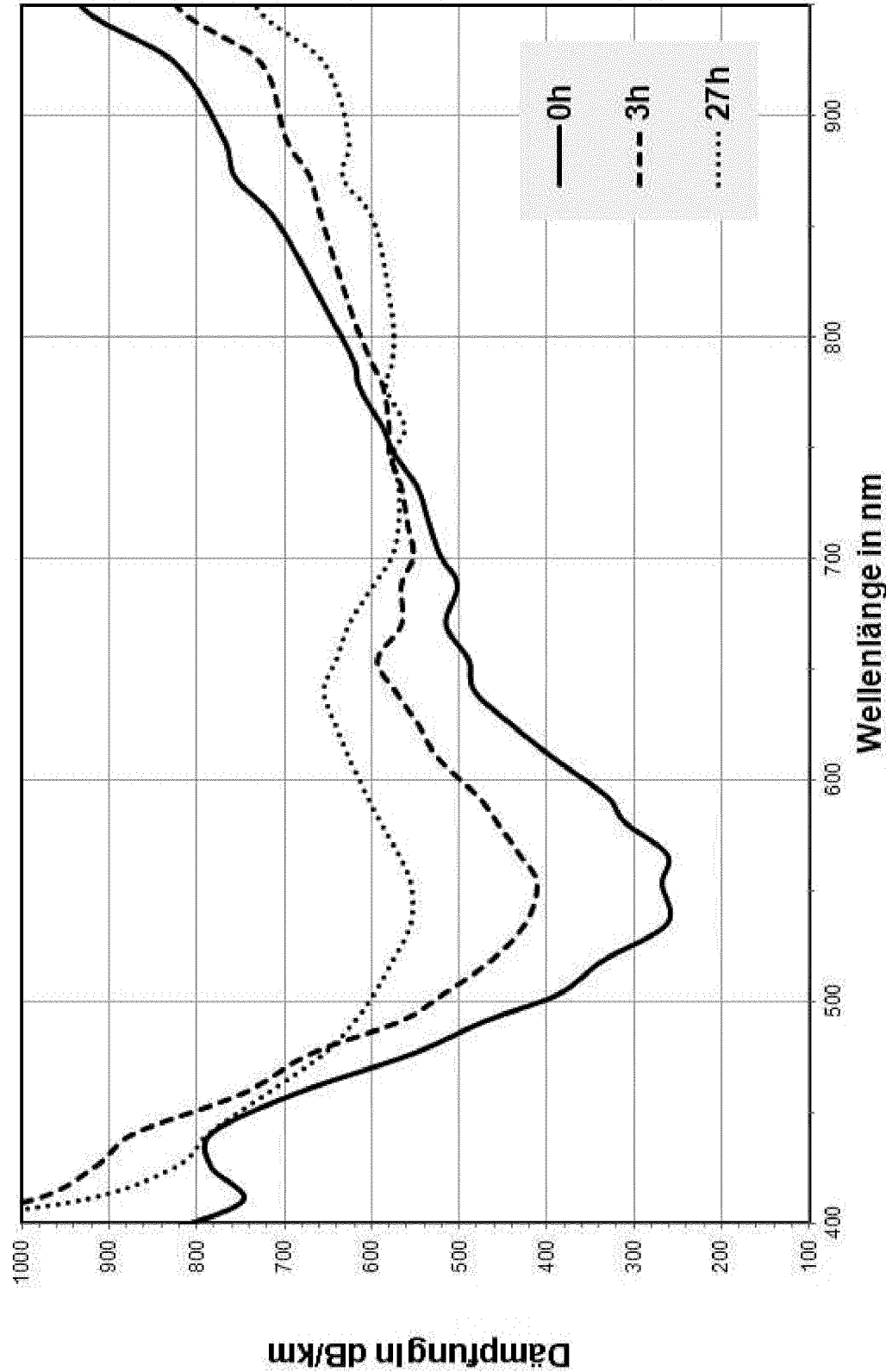
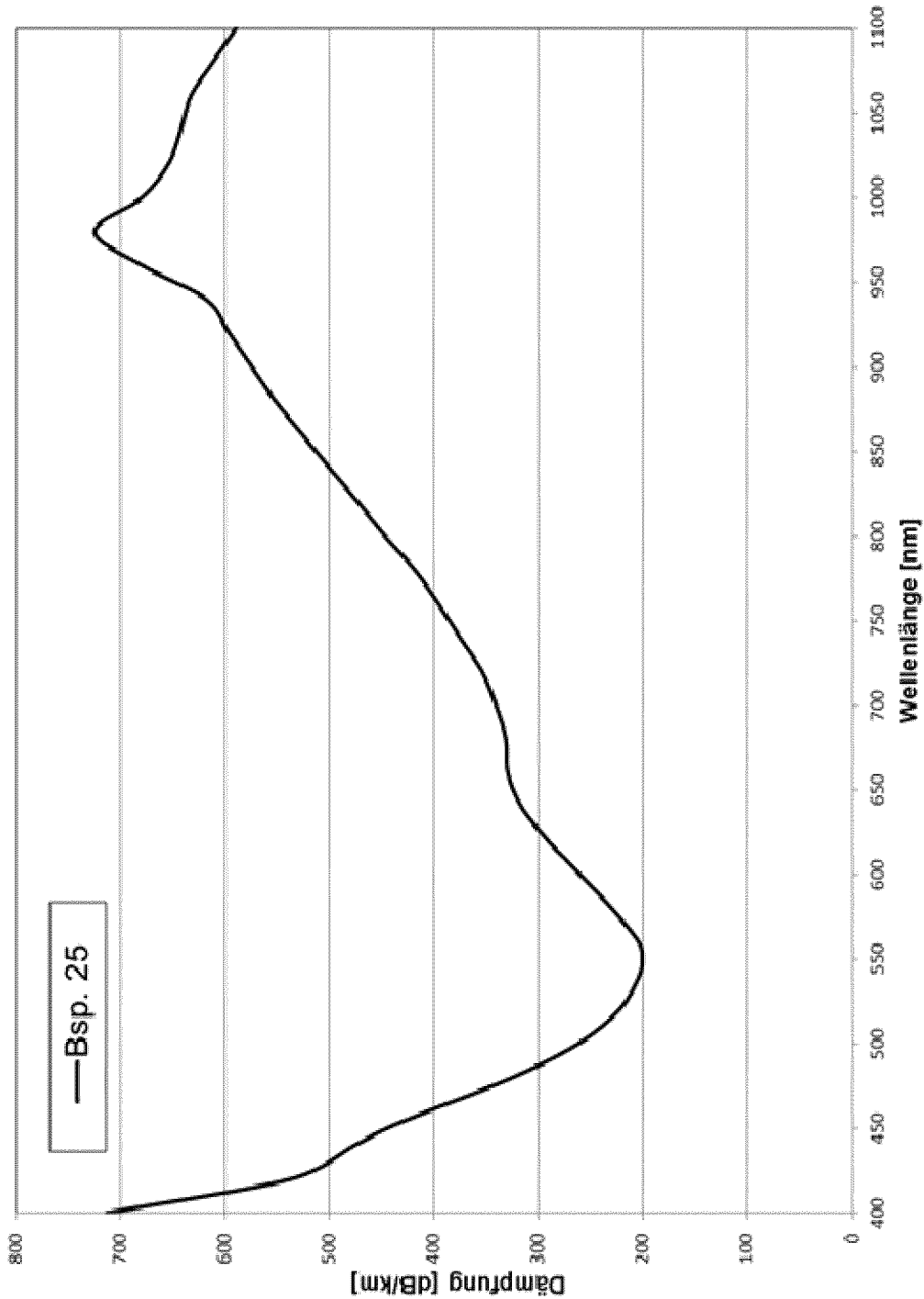


Abbildung 6



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No
PCT/EP2013/050467

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

INV. C03C3/064	C03C3/066	C03C3/068	C03C3/078	C03C3/083
C03C3/085	C03C3/087	C03C3/091	C03C3/093	C03C3/095
C03C13/04	C03B5/193			

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C03C C03B

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

EPO-Internal, WPI Data

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	US 2009/275462 A1 (MURATA TAKASHI [JP])	1-4,7
Y	5 November 2009 (2009-11-05) [0009], [0013], [0031]-[0032]; Tabelle 1: Beispiele 5,6 ----- -/--	5,6,8-15



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents :

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

13 May 2013

Date of mailing of the international search report

24/05/2013

Name and mailing address of the ISA/

European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2
NL - 2280 HV Rijswijk
Tel. (+31-70) 340-2040,
Fax: (+31-70) 340-3016

Authorized officer

Deckwerth, Martin

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No

PCT/EP2013/050467

C(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	BERMUTH K ET AL: "SOLARISATIONSCHEINUNGEN AN CER- UND ARSENHALTIGEN KALK-NATRONSILICATGLAESERN//SOLARIZATION PHENOMENA IN SODA-LIME-SILICA GLASSES CONTAINING CERIUM AND ARSENIC//PHENOMENES DE SOLARISATION DANS DES VERRES SILICOSODOCALCIQUES RENFERMANT DU CERIUM ET DE L'", GLASTECHNISCHE BERICHTE, VERLAG DER DEUTSCHEN GLASTECHNISCHEN GESELLSCHAFT, FRANKFURT, DE, vol. 58, no. 3, 1 January 1985 (1985-01-01), pages 52-58, XP009030460, ISSN: 0017-1085 the whole document	5,6
Y	----- EP 1 468 972 A1 (SCHOTT GLAS [DE]; ZEISS STIFTUNG [DE] SCHOTT AG [DE]) 20 October 2004 (2004-10-20) [0004]-[0012], [0023]-[0026], [0034], [0046], [0062], Tabelle 1	8-15
Y	----- DE 10 2007 008299 A1 (SCHOTT AG [DE]) 14 February 2008 (2008-02-14) Fig. 2 ; [0007], [0011], [0014], [0022], [0033], [0044], [0049]-[0053]	13
A	----- US 5 925 468 A (STEWART RONALD L [US]) 20 July 1999 (1999-07-20) column 2, line 52 - line 57 column 4, line 1 - line 20	1-15
A	----- US 2011/034314 A1 (OGINO MICHIKO [JP]) 10 February 2011 (2011-02-10) paragraphs [0008], [0015], [0016], [0061], [0070], [0101]; tables 1,2	1-15
A	----- US 5 528 107 A (MARLOR RICHARD C [US] ET AL) 18 June 1996 (1996-06-18) column 1, line 49 - column 2, line 14	1-15
A	----- US 2009/137379 A1 (NAGAI KENSUKE [JP] ET AL) 28 May 2009 (2009-05-28) paragraphs [0004], [0007], [0012], [0052], [0094]; tables 1,3	1-15

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/EP2013/050467

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
US 2009275462 A1	05-11-2009	EP 2119681 A1	18-11-2009
		JP 2008222542 A	25-09-2008
		US 2009275462 A1	05-11-2009
EP 1468972 A1	20-10-2004	AT 317376 T	15-02-2006
		DE 10311802 A1	23-09-2004
		EP 1468972 A1	20-10-2004
		JP 4464162 B2	19-05-2010
		JP 2004277281 A	07-10-2004
		US 2004229743 A1	18-11-2004
DE 102007008299 A1	14-02-2008	DE 102007008299 A1	14-02-2008
		JP 2008044838 A	28-02-2008
		KR 20080014952 A	15-02-2008
		TW 200815300 A	01-04-2008
		US 2008034799 A1	14-02-2008
		US 2010242543 A1	30-09-2010
US 5925468 A	20-07-1999	NONE	
US 2011034314 A1	10-02-2011	NONE	
US 5528107 A	18-06-1996	CA 2172558 A1	01-10-1996
		CN 1140149 A	15-01-1997
		DE 69601238 D1	11-02-1999
		DE 69601238 T2	20-05-1999
		EP 0735007 A1	02-10-1996
		HU 9600827 A1	28-05-1998
		JP H08325031 A	10-12-1996
		US 5528107 A	18-06-1996
US 2009137379 A1	28-05-2009	CN 101443284 A	27-05-2009
		JP 5131190 B2	30-01-2013
		KR 20080090487 A	08-10-2008
		TW 200804219 A	16-01-2008
		US 2009137379 A1	28-05-2009
		WO 2007129744 A1	15-11-2007

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES		
INV.	C03C3/064	C03C3/066
	C03C3/085	C03C3/087
	C03C13/04	C03B5/193
	C03C3/068	C03C3/078
	C03C3/091	C03C3/093
		C03C3/083
		C03C3/095
Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC		
B. RECHERCHIERTE GEBIETE		
Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole)		
C03C C03B		
Recherchierte, aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen		
Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe)		
EPO-Internal, WPI Data		
C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	US 2009/275462 A1 (MURATA TAKASHI [JP])	1-4,7
Y	5. November 2009 (2009-11-05) [0009], [0013], [0031]-[0032]; Tabelle 1: Beispiele 5,6	5,6,8-15
	----- -/--	
☒ Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen ☒ Siehe Anhang Patentfamilie		
* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen : "A" Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist "E" frühere Anmeldung oder Patent, die bzw. das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist "L" Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt) "O" Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht "P" Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist "T" Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist "X" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden "Y" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist "&" Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist		
Datum des Abschlusses der internationalen Recherche		Absendedatum des internationalen Recherchenberichts
13. Mai 2013		24/05/2013
Name und Postanschrift der Internationalen Recherchenbehörde Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016		Bevollmächtigter Bediensteter Deckwerth, Martin

C. (Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
Y	BERMUTH K ET AL: "SOLARISATIONSCHEINUNGEN AN CER- UND ARSENHALTIGEN KALK-NATRONSILICATGLAESERN//SOLARIZATION PHENOMENA IN SODA-LIME-SILICA GLASSES CONTAINING CERIUM AND ARSENIC//PHENOMENES DE SOLARISATION DANS DES VERRES SILICOSODOCALCIQUES RENFERMANT DU CERIUM ET DE L'", GLASTECHNISCHE BERICHTE, VERLAG DER DEUTSCHEN GLASTECHNISCHEN GESELLSCHAFT, FRANKFURT, DE, Bd. 58, Nr. 3, 1. Januar 1985 (1985-01-01), Seiten 52-58, XP009030460, ISSN: 0017-1085 das ganze Dokument	5,6
Y	EP 1 468 972 A1 (SCHOTT GLAS [DE]; ZEISS STIFTUNG [DE] SCHOTT AG [DE]) 20. Oktober 2004 (2004-10-20) [0004]-[0012], [0023]-[0026], [0034], [0046], [0062], Tabelle 1	8-15
Y	DE 10 2007 008299 A1 (SCHOTT AG [DE]) 14. Februar 2008 (2008-02-14) Fig. 2 ; [0007], [0011], [0014], [0022], [0033], [0044], [0049]-[0053]	13
A	US 5 925 468 A (STEWART RONALD L [US]) 20. Juli 1999 (1999-07-20) Spalte 2, Zeile 52 - Zeile 57 Spalte 4, Zeile 1 - Zeile 20	1-15
A	US 2011/034314 A1 (OGINO MICHIKO [JP]) 10. Februar 2011 (2011-02-10) Absätze [0008], [0015], [0016], [0061], [0070], [0101]; Tabellen 1,2	1-15
A	US 5 528 107 A (MARLOR RICHARD C [US] ET AL) 18. Juni 1996 (1996-06-18) Spalte 1, Zeile 49 - Spalte 2, Zeile 14	1-15
A	US 2009/137379 A1 (NAGAI KENSUKE [JP] ET AL) 28. Mai 2009 (2009-05-28) Absätze [0004], [0007], [0012], [0052], [0094]; Tabellen 1,3	1-15

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2013/050467

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie		Datum der Veröffentlichung
US 2009275462	A1	05-11-2009	EP	2119681 A1	18-11-2009
			JP	2008222542 A	25-09-2008
			US	2009275462 A1	05-11-2009

EP 1468972	A1	20-10-2004	AT	317376 T	15-02-2006
			DE	10311802 A1	23-09-2004
			EP	1468972 A1	20-10-2004
			JP	4464162 B2	19-05-2010
			JP	2004277281 A	07-10-2004
			US	2004229743 A1	18-11-2004

DE 102007008299	A1	14-02-2008	DE	102007008299 A1	14-02-2008
			JP	2008044838 A	28-02-2008
			KR	20080014952 A	15-02-2008
			TW	200815300 A	01-04-2008
			US	2008034799 A1	14-02-2008
			US	2010242543 A1	30-09-2010

US 5925468	A	20-07-1999	KEINE		

US 2011034314	A1	10-02-2011	KEINE		

US 5528107	A	18-06-1996	CA	2172558 A1	01-10-1996
			CN	1140149 A	15-01-1997
			DE	69601238 D1	11-02-1999
			DE	69601238 T2	20-05-1999
			EP	0735007 A1	02-10-1996
			HU	9600827 A1	28-05-1998
			JP	H08325031 A	10-12-1996
			US	5528107 A	18-06-1996

US 2009137379	A1	28-05-2009	CN	101443284 A	27-05-2009
			JP	5131190 B2	30-01-2013
			KR	20080090487 A	08-10-2008
			TW	200804219 A	16-01-2008
			US	2009137379 A1	28-05-2009
			WO	2007129744 A1	15-11-2007
