

**Cristalización de soluciones**, por EUGENII VLADIMIROVICH KHAMSKII. Editado por «Soviet Physics-Semiconductors», traducido por A. Tybulewicz. Consultants Bureau, New York, 10011. Precio, 27,50 \$.

En este volumen se considera fundamentalmente los aspectos físico-químicos de la cristalización a gran escala de soluciones acuosas a temperaturas por debajo de 100° C. Se analizan profundamente las principales teorías de la formación y propiedades de soluciones supersaturadas, su definición, preparación y naturaleza, llevándose a cabo un estudio muy completo sobre la nucleación de cristales, que comprende el efecto que provoca la aparición de una nueva fase y la naturaleza del núcleo, los factores que alteran su formación y las teorías de Gibbs-Volmer, Strauski-Kaishev y Chrieteanzu. El autor describe en otro interesante capítulo del libro los procesos de crecimiento, con una discusión general de su mecanismo y velocidad, teniendo en cuenta las teorías de la difusión y de la termodinámica del crecimiento cristalino. En otro apartado se describen los métodos de cristalización abordando su aspecto cinético, los procesos de recristalización y la influencia de campos eléctricos y magnéticos sobre la cinética de la cristalización, cuestiones que el autor analiza con claridad y sencillez.

Por último, se hace especial hincapié en la influencia del proceso de coprecipitación de impurezas, y el modo en que afecta a las condiciones de cristalización. En general, el capítulo dedicado a las impurezas es muy extenso, aunque conciso y tratado con amplio rigor científico, actualizando conceptos e hipótesis y analizando los mecanismos que afectan las propiedades fisicoquímicas de los productos cristalinos, cuando éstas se encuentran influenciadas por la incorporación de ciertas impurezas.

Ilustran las investigaciones experimentales 30 figuras y 31 tablas; asimismo el volumen contiene las expresiones matemáticas más apropiadas y ajustadas en cada proceso.

**Introducción a la técnica de medida de tamaño de grano**, por W. BATEL. Tercera edición mejorada, 129 capítulos, XI, 214 páginas. 1971. Precio, 48 DM. Springer-Verlag Berlin, Heidelberg, New York.

El libro «Introducción a la técnica de medida de tamaño de grano» se presenta en su tercera edición. Dicha técnica es de interés creciente en toda la industria de la cerámica y el vidrio. A pesar de que el autor no ha querido hacer un manual, por su exposición clara puede ser comprendido también por estudiantes, si renuncian previamente a algunas deducciones complicadas, tomando sólo la interpretación de los resultados correspondientes.

Después de un capítulo principal sobre «Toma de muestras», el de «Análisis de tamaño de grano» se subdivide en la exposición de diagramas de distribución, análisis microscópico, análisis de la velocidad de caída de partícula y posibilidad de medida en un grano aislado. El procedimiento de medida del nivel de superficie granulada y una ojeada a la técnica de medida de polvo redondean el trabajo. Más de 300 citas bibliográficas y de libros hacen posible una mayor profundización sobre el tema, por lo que el libro es apropiado también para los especialistas. Se puede considerar libro de consulta para los que se dedican a las medidas de tamaño de grano.

**Propiedades ópticas de sólidos**. Editado por F. F. Abeles, 1972, North Holland Publishing Co. Amsterdam, 950 páginas. Precio, 59,10 \$.

Las técnicas ópticas proporcionan datos valiosos y de gran interés en la investigación del comportamiento de electrones y fonones en sólidos. El presente libro ofrece, en principio, una recopilación de los avances más recientes en este campo. Los diferentes capítulos están tratados por expertos en una determinada especialidad de esta rama de la investigación.

De todos los capítulos condensados en el volumen destacan por su interés los dedicados a las propiedades ópticas de metales, semiconductores, sólidos no-cristalinos de materiales condensados, así como aquellos que tratan del estudio de las propiedades magneto-ópticas de sólidos, las interacciones fonon-foton, los procesos ópticos de segundo orden y la emisión fotoeléctrica, etc.

El especial contenido de este volumen, así como su tratamiento, lo hacen idóneo para estudiantes graduados y para aquellos investigadores interesados en este campo.

**Enlaces cerámica-metal**, por C. I. HELGESSON. Boston Technical Publishers, Inc. 1968, Cambridge. 121 págs. Numerosos capítulos y bibliografía. Precio, 50,75 DM.

El propósito del autor del presente libro es el de intentar explicar el mecanismo de enlace de las uniones metal-cerámicas. Para ello elige materiales cerámicos semejantes, los cuales están libres o contienen muy poca fase vítrea y que son de interés en la industria electrónica moderna, estudiando fundamentalmente compactos sinterizados de  $Al_2O_3$  (con impurezas en 0,1 y 6 %) y de BeO y aleaciones de manganeso y de molibdeno, basando el desarrollo del estudio mediante el uso de un micro-analizador de haz de electrones (EMA) y rayos X. En el primer capítulo se describe con toda minuciosidad la técnica de análisis cuantitativo del EMA, así como las operaciones de corrección.

Las conclusiones obtenidas por el autor a partir de los datos experimentales pueden concretarse:

a) El enlace entre los átomos metálicos y el material cerámico con escasa fase vítrea se realiza mediante los granos de Mo que han penetrado en el producto cerámico.

b) La unión de los átomos de Mo a los cuerpos cerámicos puros con escasa o ninguna fase vítrea tiene lugar mediante la penetración del Mo en la red cristalina por sustitución o intrusión intersticial.

c) Las aleaciones con Mn quedaron firmemente adheridas. El Mn se oxida en atmósfera de  $H_2$  a MnO, el cual se difunde en la  $Al_2O_3$  o constituye una espinela de Mn. La penetración del Mo en esta unión se produce más fácilmente que en  $Al_2O_3$ , por lo que se consigue una mejor adhesión.

d) La unión de átomos de MnO en BeO parece que depende de un mecanismo parecido. No se conoce la unión MnO-BeO; sin embargo, el MnO parece ser absorbido por el BeO casi por disolución. La formación de una fase vítrea debería ser de más significación para las uniones de BeO/metal que para el caso de una cerámica de  $Al_2O_3$ .

## A. CERAMICA

### A.1. MATERIAS PRIMAS

73/1/1

\* **Obtención de polvos para la industria cerámica a partir de cuarzo polaco.**

J. DYMEL, *Szklo Ceram.* (POL), 22, (1971), 6, 184-187 (pol).

Se ha demostrado la posibilidad de obtener polvo de cuarzo con un 0,13 a 0,025 % de  $Fe_2O_3$  y < 0,01 % de  $TiO_2$ , a partir de un cuarzo polaco. Las investigaciones se han realizado en Polonia, en Gran Bretaña y en la República Federal Alemana. La cantidad de hierro metálico procedente de los molinos depende del grado de molienda y varía entre 0,05 y 0,14 %.

(10 tablas, 8 refs.)

73/1/2

**Modificaciones de las propiedades de caolín de Novoselitz por acción del calor.**

N. V. PITAK y R. S. CHULIAK, *Refractories (Ogneouporiy)* (URSS-USA), 12, (1971), 5, 317-324 (i).

Se han obtenido en el estudio las siguientes conclusiones: los compactos de caolín se deshidratan y agrietan entre 400° y 600°C. Sin embargo la calcinación a 700°C del caolín antes de moldearlo, disminuye las grietas y aumenta la resistencia al choque térmico. El chamotado en horno rotativo es más cómodo. La adición de agentes tensoactivos mejora la calidad de los compactos. El tratamiento a 1.000°-1.250°C mejora aún más sus propiedades. La adición de cuarzo o gibsita también influye sobre las características de la chamota.

(16 figs., 3 tablas, 11 refs.)

73/1/3

**Análisis térmico diferencial y espectroscopía infrarroja de una montmorillonita de magnesio, calcio, estroncio y bario.**

J. MASAR y M. GREGOR, *Silik. Jour.* (RFA), 11, (1972), 4, 73-75 (a).

Se describen las curvas de análisis térmico diferencial y análisis termo-gravimétrico de montmorillonitas de Mg, Ca, Sr y Ba, las cuales se han obtenido a partir de la reacción de una montmorillonita sódica con los correspondientes acetatos. En las muestras se llevaron a cabo medidas estáticas de la desorción de vapor de agua en el intervalo de temperatura comprendido entre 20 y 300°C. Además se discuten los espectros de IR de todas las montmorillonitas obtenidas. El cambio iónico da lugar a una modificación en los máximos característicos de la curva de ATD. Finalmente se afirma a partir de los datos proporcionados por el espectro IR, que el cambio de catión no lleva consigo ninguna alteración de las distribuciones tetraédricas y octaédricas de la estructura de la montmorillonita.

(5 figs., 1 tabla, 3 refs.)

### A.2. OPERACIONES UNITARIAS

73/1/4

\* **La granulación.**

H. B. RIES, *Aufbereit. Tech.* (RFA), 12, (1971), 11, 675-683 (a).

La granulación consiste en formar granulados a partir de un material seco o húmedo de grano muy fino. Se describen los mecanismos de cohesión de los granulados húmedos. Se resumen las condiciones que han de cumplirse para realizar la granulación (finura del material y superficie específica). La operación puede facilitarse por adición de aglomerantes u otras sustancias. Se muestran en fotografías la forma y dimensiones de gránulos. Se revisan los diferentes dominios de utilización, sobre todo en cerámica (materias primas, mezclas, arcillas expandidas, etc.).

(15 figs., 16 refs.)

73/1/5

\* **Proceso de asentamiento durante la aglomeración.**

H. RIESCHEL, *Aufbereit. Tech.* (RFA), 12, (1971), 11, 691-698 (a).

El proceso de aglomeración está influido por numerosos factores (grosor de granos, humedad, dureza, estructura, plasticidad, etc.). Por su parte el estudio del asentamiento producido, en función de la presión aplicada permite definir la "aglomerabilidad" en su conjunto. Se ha construido un diagrama que representa el asentamiento del producto en función de la presión aplicada, y se ha calculado mediante un ordenador una expresión matemática de la "curva de asentamiento". Estas curvas se han trazado para diferentes materiales (calcareos, sal gema, arcilla), y se comparan y discuten los resultados obtenidos frente a las curvas obtenidas en la práctica, con productos típicos (cenizas de pirita, ferrosilicio, fritas de vidrio, esponja de hierro, etc.).

(12 figs., 1 tabla, 5 refs.)

73/1/6

**Comportamiento a la extrusión de un esquisto arcilloso duro.**

M. ARAKAWA, S. BANERJEE y W. D. WILLIAMSON, *Am. Ceram. Soc. Bull.* (USA), 50, (1971), 11, 933-935 (i).

Un esquisto arcilloso molido, conteniendo agregados minerales cementados y laminillas de minerales micaceos, mezclado con soluciones acuosas floculantes o defloculantes, y extrusionado por pistón, obedece a la expresión  $P = A\alpha p [ -\alpha \frac{P}{\rho} - \frac{P}{\rho} ]$ , siendo P la presión que comienza la extrusión,  $\frac{P}{\rho}$  la fracción molar de líquido y A y  $\alpha$ , constantes del sistema. Las curvas  $\log P - \frac{P}{\rho}$ , para cinco diámetros medios de partículas convergen en un punto común cuyas coordenadas son independientes del estado de floculación del sistema. La presión  $P_0$  fractura probablemente las partículas durante la extrusión, y no puede alcanzarse con el equipo disponible. Las pendientes  $-\alpha$  fueron menores para sistemas floculados y disminuyen al disminuir el tamaño medio de partícula.

(1 fig., 2 tablas, 13 refs.)

\* Las personas interesadas en adquirir copias de los textos íntegros de los artículos y patentes cuyos resúmenes aparecen en esta sección, pueden dirigirse a: Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, Carretera de Madrid a Valencia, Km. 24,300. Arganda del Rey (Madrid). La preparación de estas copias se realiza con la colaboración de la Sección de Microfilm del Consejo Superior de Investigaciones Científicas.

Los artículos cuyos resúmenes van precedidos de \* no pertenecen al fondo bibliográfico habitual de la S. E. C. V., por lo que la adquisición de copias de los correspondientes originales presenta mayores dificultades.

73/1/7

\* **Determinación de la velocidad de prensado semiseco de materiales refractarios.**

V. E. VERNIKOVSKY, A. P. LAVIN, S. A. LOSEV y S. A. KLASS, *Refractories (Ogneouporiy)*, (URSS-USA), 12, (1971), 5, 293-297 (i).

La velocidad de prensado debe ser la adecuada para que el aire contenido en la masa a prensar pueda escapar, y depende inversamente del volumen del producto y de la superficie del molde. La fórmula final matemática obtenida en el estudio se ha verificado experimentalmente con refractarios de cromo-magnesia, periclase-espínela, magnesia-cromo, arcillosos, caolínícos, etc., prensados en prensas mecánicas o hidráulicas.

(1 fig., 1 tabla)

73/1/8

**Futuro del prensado isostático en cerámica sanitaria.**

Anónimo, *Ceramics*. (GB), 22, (1971), 272, 28, 30, 32 y 33 (i).

Las principales ventajas frente al moldeo clásico por colado de barbotinas son: economía de mano de obra y aumento de la cadencia de fabricación. Los inconvenientes que aún subsisten son: control muy riguroso de la granulometría, de la naturaleza de los polvos y sobre todo del contenido de agua que juega un papel particularmente importante. Actualmente la utilización del prensado isostático más extendida es en la fabricación de tubos.

### A.3. HORNOS, COMBUSTIBLES Y PROCESOS TERMICOS

73/1/9

**Horno para alta temperatura.**

B. P. MACDONALD, P. C. SCHAFFER y R. L. CUMMEROW, *Ceram. Age* (USA), 87, (1971), 9, 24-25 (i).

El horno combina aislantes térmicos de fibras de circona con elementos calefactores de disiliciuro de molibdeno, lo que permite ciclos térmicos muy rápidos. Puede alcanzar los 1.600°C. en 5 min. y enfriar hasta 300°C. en 20 min. La potencia del horno es de 2 Kw. con voltajes de 50 V a intensidades de 50 A.

(3 figs., 2 tablas)

73/1/10

**Experimentos sobre modelo de las pérdidas de presión y de la transferencia de calor en apilamientos de rejilla para hornos túnel.**

O. SCHRÖDER y R. JESCHAR, *Ber. Deut. Keram. Ges.* (RFA), 49, (1972), 3, 81-86 (a).

Las medidas se han realizado en un horno túnel modelo con una escala de reducción de 1 a 10. Se han obtenido las curvas de transmisión de calor y de pérdida de presión en función de la geometría del apilado y del número de Reynolds; se han correlacionado todas las curvas entre sí y se ha obtenido una ecuación que describe la relación existente entre la transmisión de calor y la pérdida de presión. También se ha calculado la transferencia de calor por convección y radiación en función de la transmisión por conducción en el apilamiento.

(15 figs., 11 refs.)

73/1/11

**Regulación automática de la temperatura en hornos de alta temperatura para ensayos de corrosión de materiales refractarios.**

O. N. POPOV, A. A. KICHMICHIAN y A. A. VERLOTSKY, *Ogneouporiy* (URSS), 36, (1971), 9, 16-17 (r).

Descripción del principio y funcionamiento de un sistema de regulación para hornos en que se estudia la resistencia de

refractarios a la corrosión por vidrios. La precisión es de  $\pm 0,5^\circ\text{C}$  desde  $0^\circ$  a  $1.600^\circ\text{C}$ .

(1 fig., 1 ref.)

73/1/12

**Densificación macroscópica y homogeneidad en el prensado en caliente.**

R. SHELLEY y P. S. NICHOLSON, *Am. Ceram. Soc. Bull.* (USA), 50, (1971), 12, 971-975 (i).

El  $\text{F}_2\text{Ca}$  compactado en trozos grandes y con las superficies exteriores recubiertas de una fina capa de grafito se sometió a un prensado en frío; a continuación a distintos prensados en caliente y se estudió la cinética de la densificación. Las probetas prensadas en caliente se seccionaron para examinar la distorsión de las líneas separadoras de grano. La densidad aparente de las distintas regiones de las probetas se determinó por inmersión de las mismas en líquido y medida de la separación de las líneas marcadas por el grafito. Comparando los valores del gradiente de densidad obtenidos por ambos métodos se determinó el movimiento del material macroscópico durante el proceso de prensado en caliente. Según progresa la densificación el centro de la probeta que inicialmente era más denso que la superficie pasa a serlo menos. Dicho fenómeno se explica en base a la oclusión gaseosa que es mayor en el centro que en la periferia. Este fenómeno ha sido comprobado por observación microscópica.

(9 figs., 10 refs.)

### A.4. ANALISIS Y ENSAYOS

73/1/13

**Método microscópico rápido para la determinación cuantitativa de arenas finas o materiales parecidos mediante recuento de granos.**

G. HUSKA, *Ton. Keram. Rund. Zeit.* (RFA), 96, (1972), 3, 57-62 (a).

Se desarrolló un método microscópico para el estudio de mezclas de cuarzo y mica utilizando un estereomicroscopio. Se revisan distintos métodos posibles (el de Hennig 1958, Blaschke 1967 y otros). Basándose en el método de recuento de Blaschke se relaciona la magnitud medida en el microscopio con el tanto por ciento en peso y en volumen del material considerado, expresando dichas relaciones mediante una tabla. Este método puede aplicarse también a un sistema de más de dos componentes como el caso del sistema cuarzo-mica-líquido, también considerado por el autor.

(6 figs., 1 tabla, 3 refs.)

73/1/14

\* **Determinación de la superficie específica de polvos de óxidos metálicos.**

V. A. NELIDOV, V. A. DANILOVA y M. N. LABUTINA, *Porochkovaya Metallurgia* (URSS), 11, (1971), 10, 1-8 (r).

El estudio de la permeabilidad al aire, de la influencia de la fricción cinética de los gases y de la estructura intergranular ha permitido establecer una relación general que logra evitar los defectos de la fórmula de Kozeny-Carman, aplicada a la determinación de superficies específicas de polvos por el método de permeabilidad al aire. En el caso de polvos muy dispersos, los valores de superficie específica calculados con la fórmula de Kozeny-Carman son 1,6 veces menores que los obtenidos por el método de absorción de nitrógeno a baja temperatura, y concuerdan con los valores calculados matemáticamente para partículas esféricas de superficie lisa.

(4 figs., 2 tablas, 13 refs.)

73/1/15

**Determinación de la superficie específica de materiales refractarios.**

K. K. STRELOV y G. P. ICHIGILOV, *Ogneouporiy* (URSS), 36, (1971), 10, 41-44 (r).

Se reproducen dos tablas comparativas con los resultados de la determinación de la superficie específica de polvos y

materiales refractarios, habiéndose efectuado las medidas por el método BET (adsorción de  $N_2$  o de  $CO_2$ ), con el porosímetro de mercurio o por aplicación de la ecuación de Kozeny-Carman (permeabilidad al aire). Se recomienda la adsorción de gas y se preconiza la utilización de  $CO_2$  por las facilidades prácticas de su empleo.

(2 tablas, 11 refs.)

73/1/16

#### Aparato para ensayo de fluencia por comprensión a temperaturas elevadas.

P. C. SMITH y R. W. MOORE, *Am. Ceram. Soc. Bull.* (USA), 50, (1971), 11, 937-938 (i).

El aparato es relativamente sencillo. Consta fundamentalmente de tres partes: sistema de carga, sistema de medida y control de temperatura. Las cargas pueden variar entre 1 y 40 kp. La sensibilidad del sistema de medida es de 0,0001 cm. y la máxima deformación lineal medible de 0,5 cm. La sensibilidad térmica bajo condiciones estacionarias es de 0,00025  $cm.^{\circ}C$ . La temperatura puede regularse entre 25° y 1.550°C.

(1 fig., 1 tabla, 5 refs.)

73/1/17

#### Aplicación de los ensayos de microdureza a microestructuras refractarias.

P. A. LONGMAN, *Refractories J.* (GB), 46, (1971), 12, 6-11 y 16 (i).

Se ha utilizado un aparato comercial de ensayo de microdureza. Se han seleccionado varias microestructuras para su estudio y los resultados se comparan con los obtenidos por ceramografía, rayos X y microsonda electrónica. Los sistemas estudiados fueron  $MgO-CMS-C_3MS_2$ ,  $MgO-B_2O_3$ -espinela,  $MgO-CMS-Fe_2O_3$ ,  $MgO-ZrO_2-SiO_2-CaO$  y alumina con y sin adiciones de  $MgO$ . Las conclusiones más notables son: técnica fácil de operar, posibilidades de empleo para una gran variedad de microestructuras, confirma bien la presencia de fases identificadas por ceramografía y proporciona datos para interpretar los resultados de rayos X o microsonda. Los inconvenientes son: insensibilidad a pequeñas variaciones en la resistencia y por tanto en la composición; en algunos casos los valores no son correctos debido a que la microestructura es friable, frágil o porosa, y las condiciones de reproductibilidad son difíciles de lograr.

(15 figs., 3 tablas, 23 refs.)

### A.7. ESMALTES, VIDRIADOS Y DECORACION

73/1/18

#### \* Influencia de la arcilla sobre las propiedades ópticas y la resistencia a los ácidos de esmaltes blancos opacificados con titanio.

W. RUMAS, *Szko Ceram.* (POL), 22, (1971), 6, 172-173 (pol).

Los esmaltes son de tipo borosilicato, opacificados con  $TiO_2$ . Se recogen en dos tablas las características de las arcillas utilizadas y los resultados de los ensayos.

(2 tablas, 8 refs.)

73/1/19

#### Dilatación térmica de esmaltes con óxido de cerio para porcelanas.

A. I. NEDELJKOVIC y R. L. COOK, *Am. Ceram. Soc. Bull.* (USA), 50, (1971), 11, 929-932 (i).

Se estudiaron composiciones de borosilicato de sodio con 4 a 20 % de  $CeO_2$ . La dilatación térmica se midió con un interferómetro y la cantidad de  $CeO_2$  cristalino presente, por difracción de rayos X. La contribución del  $CeO_2$  a la dilatación térmica del esmalte puede expresarse por el factor  $2,41 \times 10^{-7}/^{\circ}C$  entre 25° y 400°C. Los tratamientos térmicos a 700°-800°C aumentan el coeficiente de dilatación proporcionalmente a la cantidad de  $CeO_2$  recristalizado. La sustitución de parte del óxido de sodio por  $Li_2O$  o por silicofluoruro de sodio produce una disminución de la dilatación térmica, mayor en el segundo caso.

(4 figs., 3 tablas, 10 refs.)

73/1/20

#### Microestructura de esmaltes de porcelana opacificados con titanio.

R. A. EPPLER, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 12, 595-600 (i).

El estudio se ha realizado por microscopía óptica y por microscopía electrónica de transmisión. La estructura de mosaico encontrada parece corresponder a las posiciones de las partículas de las fritas empleadas en el esmalte. Existen diferencias significativas en el tipo de cristalización de las partículas de frita. El rutilo crece a partir de las superficies de las partículas de frita mientras que la anatasa se desarrolla en el interior. La inversión anatasa-rutilo parece más un proceso de maduración que una transformación de fase. En resumen, los procesos ocurridos durante la cocción de un esmalte con  $TiO_2$  son: una cristalización a partir de vidrios monofásicos, una cristalización a partir de vidrios polifásicos y un proceso de maduración.

(7 figs., 21 refs.)

73/1/21

#### Plomo en vidriados.

Varios autores, *Am. Ceram. Soc. Bull.* (USA), 50, (1971), 11, 913-923 (i).

Se recogen los resúmenes amplios de cinco artículos presentados en una reunión de la S.A.C. en octubre de 1970. Después de una introducción de carácter amplio se estudian los programas conjuntos de investigación en la cerámica de mesa, la aportación de la investigación sobre el plomo a la investigación de esmaltes y vidriados, los aspectos educacionales y de relaciones públicas de la investigación sobre vidriados a base de plomo y los beneficios y precauciones relacionadas con la presencia de plomo en vidriados.

(5 tablas, 15 refs.)

### A.8. REFRACTARIOS

73/1/22

#### Masas refractarias.

W. FLEISCHMANN, *Keram. Zeitsch.* (RFA), 24, (1972), 3, 138-141 (a).

Se utilizan diagramas e ilustraciones para proporcionar una revisión del estado actual de desarrollo y aplicación de masas refractarias. Se comparan entre sí diferentes tipos de masas refractarias y también se realiza una comparación con los ladrillos refractarios.

(7 figs., 1 tabla).

73/1/23

#### Factores que influyen sobre la formulación y la calidad de refractarios plásticos.

B. TURNER, *Refractories J.* (GB), 46, (1971), 11, 10-12 (i).

Los refractarios plásticos pueden tener composiciones muy variadas. La plasticidad depende de la naturaleza y porcentaje de la arcilla incorporada a la mezcla, y su índice de plasticidad puede medirse con un plasticímetro normalizado; la tixotropía puede medirse indirectamente con el mismo aparato. Se enuncian las reglas que debe satisfacer la elección de los granulados. Se ha establecido una fórmula que permite conocer rápidamente la geometría y el grado de empaquetamiento adecuados. La aptitud al moldeo puede determinarse por los métodos clásicos.

(4 figs.)

73/1/24

#### Refractarios electrofundidos para hornos de vidrio.

H. A. NELSON, *Cerámica* (BR), 17, (1971), 2, 131-140 (por).

Se muestra una tabla de propiedades físicas y composiciones químicas y mineralógicas de los principales refractarios

electrofundidos empleados en vidriería (alúmina-circón, cromo-alúmina, corindón, cromo-magnesita). Se examinan las propiedades exigidas de acuerdo con las distintas zonas de trabajo: zona de fusión, de afinado, superestructura, etc. Igualmente se estudian los refractarios empleados en la fabricación de vidrios especiales.

(9 figs., 4 tablas)

73/1/25

**\* Revestimientos cerámicos con resistencia al choque térmico mejorada.**

D. M. KARPINOS y V. G. ZILBERBERG, *Porochkovaia Metallurgia* (URSS), 11, (1971), 10, 46-48 (r).

Se revisan los medios utilizados para mejorar la resistencia al choque térmico de revestimientos obtenidos por proyección con soplete de plasma, y los inconvenientes que presentan. Se indica cómo la proyección de polvos, constituidos por granos de dos dominios de granulometría, permite realizar revestimientos resistentes al choque térmico. Para la alúmina se recomienda p. e. fracciones granulares de 5-30  $\mu$  y 70-110  $\mu$  en una proporción 85 a 15 en peso.

(1 fig., 1 tabla, 3 refs.)

73/1/26

**Sinterización de materiales cerámicos de corindón.**

V. K. VOROBEV, D. N. POLUBOJARINOV y V. S. BAKUNOV, *Ogneoupy* (URSS), 36, (1971), 9, 40-45 (r).

Como la contracción aumenta regularmente, la conductividad eléctrica de las probetas recién prensadas presenta anomalías de variación durante el calentamiento en los intervalos 600°-1.000°C, 1.000°-1.350°C y 1.350°-1.600°C. Estas variaciones se deben a los procesos que ocurren en el material durante los distintos estadios de la sinterización: desorción, difusión superficial y difusión en volumen. Por encima de 1.600°C la conductividad ya no depende de las variaciones de estructura de la probeta y está determinada por la activación térmica del portador de carga.

(3 figs., 19 refs.)

73/1/27

**Sinterización de la dolomía y de la caliza en función de su preparación tecnológica y de la acción de F<sub>2</sub>Ca.**

P. S. MAMYKIN y A. V. IVANOVA, *Ogneoupy* (URSS), 36, (1971), 10, 32-36 (r).

Se obtienen, por calcinación y extinción, un clinker dolomítico y un clinker calcáreo sinterizados, con densidades aparentes de 3,31 y 2,96 g/cm<sup>3</sup> respectivamente, después de cocer a 1.500°C varias dolomías y calcitas difícilmente sinterizables. La adición de F<sub>2</sub>Ca rebaja unos 150°-200°C la temperatura de sinterización; la dolomía obtenida es menos sensible a la humedad. Se han estudiado las estructuras con microscopio electrónico.

(4 figs., 3 tablas, 9 refs.)

73/1/28

**Procedimiento para predecir las propiedades de compactación y sinterizado de alúmina calcinada a partir de la distribución del tamaño de partículas.**

J. E. DAVIS, V. G. CARITHERS y D. R. WATSON, *Am. Ceram. Soc. Bull.* (USA), 50, (1971), 11, 906-912 (i).

Este trabajo establece una relación empírica directa entre el análisis de tamaños de partículas y la densidad de la composición en verde y en cocido, utilizando 4 alúminas comerciales de bajo contenido en sodio con tamaños de partículas comprendidos entre 0,6 y 4,4 mm. El área de la superficie aparente total (TASA) se calcula a partir de la distribución de los tamaños de partícula. A partir de la relación matemática existente entre la densidad en verde y en cocido y la magnitud TASA es posible predecir aquellos valores, para distintas mezclas de dos tipos de alúmina, conociendo únicamente los tamaños de partícula y la densidad real de las alúminas de partida. Dicha predicción es menos exacta cuando se trata de mezclas ternarias o cuaternarias.

(12 figs., 5 tablas, 5 refs.)

73/1/29

**\* Propiedades del óxido de calcio fundido en plasma.**

V. E. VLASENKO, V. F. TRATCHENKO y L. N. STEBLIVETZ, *Refractories (Ogneoupy)* (URSS-USA), 12, (1971), 5, 334-336 (i).

El plasma se realizó con una corriente de 300-450 A a 85-95 V de tensión. La cal obtenida presenta una microestructura muy heterogénea y cristaliza en el sistema cúbico. La densidad aparente media es de 3,32 g/cm<sup>3</sup>, frente a la de la cal obtenida por procedimientos más usuales, que es de 2,1 g/cm<sup>3</sup>. La absorción de agua es nula. La pureza es superior, no conteniendo carbono. Posee buena resistencia a la hidratación en medio húmedo.

(6 figs., 3 refs.)

73/1/30

**Reacción entre vapores de sales alcalinas fundidas y materiales refractarios.**

A. YAMAGUCHI y M. SAKAKURA, *J. Ceram. Soc. Jap* (JAP), 79, (1971), 11, 397-407 (j).

La reacción de los vapores de sales alcalinas fundidas y materiales tales como corindón, mullita y forsterita tiene lugar en dos fases. En la primera la razón K<sub>2</sub>O/Na<sub>2</sub>O hallada en los productos formados casi es la misma que la existente en el vapor, mientras que en la segunda los productos de reacción se alteran, enriqueciéndose en Na<sub>2</sub>O. A temperaturas elevadas los compuestos de reacción son soluciones sólidas sodio-potásicas; al enfriar se separan dos fases de compuestos de sodio y potasio.

(17 figs., 12 refs.)

## A.9. CERAMICA PARA ELECTRONICA

73/1/31

**Preparación de materiales cerámicos de TiO<sub>2</sub> de elevada densidad y bajas pérdidas a frecuencias elevadas.**

L. EGERBON y J. THOMSON Jr., *Am. Ceram. Soc. Bull.* (USA), 50, (1971), 11, 924-928 (i).

La preparación se ha hecho por prensado en caliente en moldes de grafito entre 1.075° y 1.200°C bajo presión constante de 5.000 psi y tiempos de 30 min. Para obtener bajas pérdidas es necesario un tratamiento térmico en atmósfera oxidante a temperaturas inferiores a la de sinterización. La adición de iones trivalentes como Fe<sup>3+</sup>, Al<sup>3+</sup>, Cr<sup>3+</sup> o Co<sup>3+</sup> facilita la reoxidación. Se han obtenido valores de factores de calidad Q superiores a 10.000 a 4 Gc/s por este procedimiento.

(6 figs., 2 tablas, 8 refs.)

73/1/32

**Efecto de la microestructura sobre la resistencia a los pulsos eléctricos del MgO.**

E. K. BEAUCHAMP, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 10, 484-487 (i).

Se ha medido la resistencia a los pulsos eléctricos del MgO prensado en caliente con 0,3 % en peso de FLi. Se obtuvieron resistencias tan altas como 5,9 × 10<sup>6</sup> V/pul en muestras con una densidad del 99,8 % de la teórica y un tamaño de grano de ~ 1-3 $\mu$ . Un aumento en la porosidad o en el tamaño de grano dio como resultado un decrecimiento regular en la resistencia. Una resistencia de 4,0 × 10<sup>6</sup> V/pul se obtuvo para monocristales puliendo las muestras químicamente.

(5 figs., 1 tabla, 14 refs.)

73/1/33

**Efecto de la humedad superficial sobre el comportamiento dieléctrico de partículas ultrafinas de BaTiO<sub>3</sub>.**

A. J. MOUNTVALA, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 11, 544-548 (i).

Se han determinado los efectos de la absorción de H<sub>2</sub>O sobre las propiedades dieléctricas de partículas ultrafinas de

BaTiO<sub>3</sub> de distintos tamaños. El comportamiento dieléctrico depende fuertemente de la hidratación superficial. No se dejó ninguna dependencia entre el tamaño de partícula y la constante dieléctrica para superficies deshidroxiladas en el material (sin sintetizar) de tamaño de partícula ultrafino. Para tamaños equivalentes de partícula, la conductividad es sensible a la morfología superficial. Las reacciones con el vapor de agua parecen explicar las variaciones en las propiedades dieléctricas. La deshidratación superficial se realizó de una manera efectiva mediante lavado de los polvos, tal como se recibieron, en isopropanol.

(6 figs., 2 tablas, 23 refs.)

73/1/34

**Microestructura y propiedades eléctricas del BaTiO<sub>3</sub> sin dopar y dopado con Sc<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y con óxidos de tierras raras.**

K. S. MAZDIYASNI y L. M. BROWN, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 11, 539-543 (i).

Se han estudiado policristalinos de BaTiO<sub>3</sub> preparados a partir de polvos de tamaño inferior a la micra derivados de alcóxidos de alta pureza. Cuerpos de gran densidad y tamaño de grano uniforme se han obtenido por presión en frío uniaxial a 3.000 lb/pul<sup>2</sup> y por presión isostática a 30.000 lb/pul<sup>2</sup>, siendo seguidamente sinterizados entre 1.300°C y 1.350°C en aire durante períodos de tiempo comprendidos entre 0,5 a 1 h. Usando óxidos de tierras raras de partícula fina de muy alta actividad para actuar como inhibidores del crecimiento de grano, se han obtenido cuerpos con densidad próxima a la teórica, con una microestructura uniforme y un tamaño de grano comprendido entre 1 y 1,5 μ. Se observaron microestructuras típicas con un modelo de dominios bien definidos de 90° y 180°, característicos del BaTiO<sub>3</sub>.

Las medidas eléctricas sobre materiales no dopados indicaron que la constante dieléctrica a temperatura ambiente y el valor de  $\tan \delta$  fueron de  $5.000 \pm 500$  y  $4 \times 10^{-3}$ , respectivamente. Se obtuvieron valores muy altos de K y del factor de disipación, con muestras dopadas con La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y Nd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

(7 figs., 1 tabla, 16 refs.)

73/1/35

**Propiedades eléctricas del titanato de bario policristalino de alta pureza.**

H. C. GRAHAM, N. M. TALLAN y K. S. MAZDIYASNI, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 11, 548-553 (i).

Se utilizaron polvos de BaTiO<sub>3</sub> de alta pureza y tamaño de partícula muy fino, para fabricar sinterizados y probetas prensadas en caliente. Se desarrolló con frecuencia una segunda fase (BaTi<sub>3</sub>O<sub>7</sub>) en las probetas calcinadas a altas temperaturas. Las propiedades dieléctricas de muchas probetas tuvieron dispersión de frecuencia característica de polarización interfacial o efectos relacionados con cargas espaciales. Probetas con tamaño de partícula controlado se fabricaron por presión en caliente y se evaluó la dependencia respecto de la temperatura de sus propiedades dieléctricas, como una función del tratamiento térmico.

(10 fig., 1 tabla, 27 refs.)

73/1/36

**Relación entre el tamaño de partícula del Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, el tamaño de partícula de la espinela presinterizada y las propiedades magnéticas de una ferrita MnZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>.**

J. H. MAGE, V. MORTON, R. D. FISHER e I. J. LOWE, *Am. Ceram. Soc. Bull. (USA)*, 50, (1971), 12, 966-970 (i).

Se ha estudiado la composición 52,65 mol % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 18,41 mol % ZnO y 28,94 mol % MnO. Se han estudiado nueve tipos de Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y 6 temperaturas de presinterización entre 925° y 1050°C. Los mayores valores de la permeabilidad inicial y menores de pérdidas totales se obtuvieron en núcleos preparados con Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> de tamaño comprendido entre 0,15 y 0,25 μ. La temperatura óptima de presinterización es función del Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> empleado. El tamaño de grano no afecta a la densidad final de sinterización. La temperatura de presinterización sí influye sobre la densidad final.

(6 figs., 1 tabla, 15 refs.)

73/1/37

**\* Formación de ferrita a partir de mezclas de magnesia y hematita.**

E. S. SAVRANSKAIA, L. D. TRETIAKOV y V. I. FADEEVA, *Porochkovaia Metallurgia (URSS)*, 11, (1971), 10, 65-69 (r).

Se estudia la influencia de la atmósfera gaseosa (oxígeno o argón) y del grado de estequiometría sobre la ferritización de una mezcla de polvos de Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y MgO. La velocidad de reacción crece al disminuir la presión parcial de O<sub>2</sub>. Para un tratamiento de 2 hr. a 1.000°C, la formación de ferrita es mayor en placas aglomeradas que en polvo, y en atmósfera estática que en dinámica. Los datos experimentales concuerdan con la ecuación cinética de Jander.

(1 fig., 2 tablas, 9 refs.)

## A.10. PRODUCTOS ESPECIALES

73/1/38

**Formación, a partir de la fase vapor, de capas de óxido de aluminio sobre aluminio, por hidrólisis de cloruro de aluminio.**

H. SCHACHNER y H. TANNENBERGER, *Ber. Deut. Keram. Ges. (RFA)*, 49, (1972), 3, 76-80 (a).

Las capas formadas crecen cuasilinealmente con el tiempo. La velocidad depende poco de la temperatura del sustrato entre 200° y 500° pero depende mucho de la presión de vapor entre 20 y 5 torr. Las capas no son cristalinas y contienen cloro y agua, en función inversa con la temperatura. Las capas preparadas a 500°C son transparentes, se adhieren bien al sustrato y son compactas hasta un espesor de 1 μ, comenzando a aparecer grietas a espesores mayores. La microdureza Knoop está comprendida entre 600 y 700 kp/mm<sup>2</sup> y la tensión de rotura dieléctrica entre  $1 \times 10^6$  y  $8 \times 10^6$  V/cm.

(8 figs., 1 tabla, 9 refs.)

73/1/39

**Defectos de apilamiento en β-CSi depositado por vapores químicos.**

T. D. GULDEN, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 10, 489-501 (i).

Se han observado en β-CSi depositado por vapores químicos una alta densidad de defectos planales, a menudo formando figuras cerradas sobre el plano [111]. Los defectos se identificaron como defectos de apilamiento extrínsecos, mediante análisis de contraste por difracción de electrones.

(4 figs., 13 refs.)

73/1/40

**\* Propiedades termodinámicas de los carburos refractarios entre 0° y 3.000°K. I. Carburo de tántalo.**

A. G. TURTCHANIN, E. A. GUSEVA y V. V. FESENKO, *Porochkovaia Metallurgia (URSS)*, 11, (1971), 10, 75-77 (r).

Se ha deducido, a partir de los datos experimentales, una ecuación que permite el cálculo de la capacidad calorífica del CTa para un amplio intervalo de temperaturas. Además se han establecido las características termodinámicas de dicho compuesto, las cuales se reúnen en una tabla.

(1 fig., 1 tabla, 8 refs.)

73/1/41

**Estructura y propiedades mecánicas de aleaciones C-CSi codepositadas pirolíticamente.**

J. L. KAAE y T. D. GULDEN, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 12, 605-609 (i).

El depósito se realizó sobre un lecho de partículas fluidizadas. La difracción de rayos X reveló sólo dos fases: C turbostrático y β-μCSi. Como los cristalitas de C están orientados al azar, la fase de carbono es isotrópica macroscópica.

## A.11. FISICA Y QUIMICA DEL ESTADO SOLIDO

73/1/46

### Carbonatación de compuestos de aluminato cálcico.

S. ASANO, S. ISHIHARA e I. INOVE, *J. Ceram. Soc. Jap.* (JAP), 79, (1971), 10, 357-364 (j).

Se han sometido los siguientes compuestos sintetizados:  $C_4AH_{13}$ ,  $C_2AH_8$ ,  $C_3A \cdot 3CaSO_4 \cdot H_2O$ ,  $C_3A$  y  $CA$ , a un proceso de carbonatación en atmósfera de 100 % de  $CO_2$  (reacción gaseosa), y por burbujeo de 100 % de  $CO_2$  en una lechada con un 100 % de agua (reacción, líquida), midiéndose la velocidad de reacción y las características de los productos formados. La velocidad de reacción es alta para el  $C_4AH_{13}$ , el  $C_2AH_8$  y el  $C_3A \cdot 3CaSO_4 \cdot H_2O$  y muy lenta con el  $C_3AH_6$ . La reacción de los compuestos anhidros es mucho más lenta que la de los silicatos cálcicos, lo cual es significativo respecto al mecanismo de carbonatación. Los productos de reacción son carbonato cálcico y gel de alumina hidratada. El carbonato cálcico es amorfo.

(12 figs., 7 tablas, 7 refs.)

73/1/47

### Síntesis de monocristales de CSi.

Y. INOMATA y H. TANAKA, *J. Ceram. Soc. Jap.* (JAP), 79, (1971), 10, 392-395 (j).

Se han preparado monocristales de CSi mediante un crisol de grafito vacío conectado con un tubo a un crisol conteniendo Si fundido. El primer crisol se calienta hasta 2.500°C y la temperatura del segundo se rebaja. Los monocristales se obtienen en el crisol vacío. La idea ha de perfeccionarse aún pues el rendimiento no es bueno. En el artículo se discuten los problemas a resolver.

(6 figs., 8 refs.)

73/1/48

### \* Problemas de los fenómenos de mojado en cerámica.

M. JANIEC, *Szklo Ceram.* (POL), 22, (1971), 6, 179-183 (pol).

Se examinan los problemas teóricos ligados al fenómeno de mojado en cuerpos cerámicos, revisando los principales trabajos de investigación publicados en este campo, y se señala la importancia de estos problemas en todos los dominios de la tecnología cerámica.

(1 fig., 32 refs.)

73/1/49

### Fusión, disolución, recristalización.

J. REYSSON, *Ind. Ceram.* (FR), 643, (1971), 649-653 (fr).

Se estudian los fenómenos de fusión, disolución y recristalización, así como la sinterización en presencia de fase líquida, y la aplicación de estos fenómenos en cerámica. Se establecen las siguientes conclusiones:

1. El fenómeno de disolución-recristalización adquiere importancia en superficies en las que el nivel energético es rebajado por la existencia de dislocaciones, defectos puntuales, impurezas, etc.

2. Se favorece la desaparición de zonas de superficies muy convexas y el aplanamiento por cristalización de zonas de superficies cóncavas.

3. Cuando los granos se tocan, el transporte por disolución-recristalización favorece la sinterización, pero una vez acabada ésta, se produce un crecimiento exagerado de los granos que ya fueran de por sí los más gruesos.

(15 figs.)

73/1/50

### Cinética de la disolución de cal en escorias de $CaO-FeO-SiO_2$ .

W. J. SCHLITT y G. W. HEALY, *Am. Ceram. Soc. Bull.* (USA), 50, (1971), 12, 954-957 (i).

Pastillas de cal pura cocidas a alta y baja temperatura con un área superficial de 7,6 cm<sup>2</sup> se disolvieron parcialmente

mente. La microscopía electrónica de transmisión y de barrido muestra al CSi distribuido como pequeñas partículas que tienden a crecer y a laminarse cuando crece la concentración. La tensión de fractura y el módulo de Young se han medido en un ensayo de flexión de tres puntos; ambos valores aumentan continuamente al aumentar el contenido de CSi.

(6 figs., 1 tabla, 18 refs.)

73/1/42

### Efecto de las condiciones de sinterización sobre la resistencia del enlace $Al_2O_3-MoMn$ .

M. E. ARTHUR y L. E. FUSSELL, *Am. Ceram. Soc. Bull.* (USA), 50, (1971), 12, 982-984 (i).

Se investigó la resistencia a tracción del enlace  $MoMn-Al_2O_3$  variando la temperatura, el tiempo y la atmósfera de sinterización. Los mejores resultados se obtuvieron cociendo a 1.540°C durante 12 minutos y en una atmósfera de  $H_2$ , habiéndose conseguido reducir el tiempo de sinterización con respecto a trabajos anteriores.

(3 figs., 2 tablas, 5 refs.)

73/1/43

### Propiedades dieléctricas del óxido de ytrio sintetizado.

G. R. HYDE, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 11, 535-538 (i).

Se han observado fenómenos de relajación en  $Y_2O_3$  sintetizado, a frecuencias comprendidas entre  $10^{-5}$  y  $10^5$  Hz a temperaturas de 150°C, 200°C, 255°C, 306°C y 357°C. La dispersión observada se predice aproximadamente por una teoría que requiere la caída exponencial de la polarización. La teoría que describe la mayor relajación frecuencias bajas debería basarse sobre un mecanismo interfacial con una región intergranular de más alta conductividad. El efecto de los electrodos no puede ser descrito, sin embargo, sobre la base del presente trabajo. La base más probable para la teoría que describe la pequeña relajación de alta frecuencia es la polarización del defecto dipolo.

(4 figs., 1 tabla, 27 refs.)

73/1/44

### Propiedades elásticas de policristalinos de óxido de yterbio.

B. R. POWELL, D. HUNTER y W. R. MANNING, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 10, 488-490 (i).

Se ha utilizado la técnica de resonancia sónica para determinar el módulo elástico de policristalinos de  $Yb_2O_3$ , en muestras de sección rectangular con una fracción de poros comprendida entre 0,058 y 0,27, a temperaturas comprendidas entre 25°C y 1.000°C. Los datos muestran que el módulo de Young y el de rigidez están muy relacionados con la fracción de poros por una relación lineal y con la temperatura por la ecuación de Wachtman. La temperatura de Debye para el  $Yb_2O_3$ , se calculó a partir del módulo de Young y el de rigidez, y corresponde a 385°K.

(2 figs., 3 tablas, 19 refs.)

73/1/45

### Modificaciones de estructura y de fases en elementos calefactores de circonita durante su servicio.

D. S. RUTMAN, G. A. TAKSIS y V. A. PEREPELTSYN, *Ogneou-pory* (URSS), 36, (1971), 10, 44-49 (r).

Durante su servicio, los elementos calefactores de circonita sufren una recristalización general según una orientación radial, así como una modificación del carácter de su porosidad. Las orientaciones de los cristales son diferentes según sea el óxido empleado para estabilizar la circonita ( $CaO$ ,  $Y_2O_3$ ,  $CeO_2$ ). Para un servicio prolongado (hasta 300 h. a 2.000°C) el mejor estabilizador es  $Y_2O_3$ . Las modificaciones de la estructura no ocasionan cambios notables en la conductividad eléctrica.

(7 figs., 1 tabla, 16 refs.)

a 1.375°C en escorias silicoferrósicas. Las composiciones líquidas estudiadas contenían entre 0 y 30 % de CaO, entre 10 y 40 % de SiO<sub>2</sub> y el resto de FeO. Las pastillas de cal se sumergían en la escoria líquida un tiempo entre 2 y 120 s, estimándose a continuación la cal no disuelta por titración. La velocidad de disolución aparente de las pastillas varió entre 0,0005 y 0,065 gs<sup>-1</sup> según la composición de la escoria. Las velocidades mayores se asociaron a los líquidos de bajo contenido en SiO<sub>2</sub> mientras que las menores a líquidos de alto contenido en SiO<sub>2</sub> y CaO. Tanto las características de la cal empleada (natural o sintética, de temperaturas altas o bajas de cocción) como el tiempo de disolución no influyeron en la velocidad de disolución.

(5 figs., 2 tablas, 10 refs.)

73/1/51

#### Cinéticas de sinterización a velocidades constantes de calentamiento.

Y. MORIYOSHI y W. KOMATSU, *J. Ceram. Soc. Jap.* (JAP), 79, (1971), 10, 370-376 (i).

La ecuación cinética para la sinterización inicial a velocidad constante de calentamiento se ha obtenido a partir de la ecuación cinética convencional. La ecuación se ha aplicado con éxito a la sinterización de ZnO, NiO y NiO dopado, y Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> en aire. Las energías de activación obtenidas para varias muestras están en buena concordancia con los valores obtenidos por medida con trazadores.

(10 figs., 1 tabla, 24 refs.)

73/1/52

#### \* Estados de fluencia constante y no constante durante la sinterización de cuerpos porosos.

M. S. KONALTCHEIKO, *Porochkovaia Metallurgia* (URSS), 11, (1971), 10, 38-45 (r).

Se analiza, desde el punto de vista de la teoría de difusión viscosa en volumen, la densificación de cuerpos porosos durante una sinterización normal o bajo carga. A partir del principio de la velocidad mínima de disipación de energía, se demuestra que tanto en la sinterización normal como bajo carga constante, en condiciones isoterma, se produce una difusión no constante que depende de un primer mecanismo de fluencia y de un deslizamiento de granos al comienzo de la sinterización, y de un segundo mecanismo de fluencia en un estadio posterior. Las condiciones de difusión constante en volumen deberían aumentar la densidad hasta un valor próximo al teórico.

(4 figs., 18 refs.)

73/1/53

#### Efectos de aditivos sobre la sinterización del F<sub>2</sub>Ca.

N. A. HAROUN, M. S. ABDEL-AZIM y G. I. OKABI, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 12, 640 (i).

Se ha estudiado el efecto de adiciones de los siguientes compuestos: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO, MnO<sub>2</sub>, FNa, NiO, ZnO, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, sobre la densidad final de sinterización del F<sub>2</sub>Ca. Las adiciones han oscilado entre 0,5 % y 10 % en peso. Los resultados indican que los aditivos no contribuyen a mejorar la densidad e incluso la empeoran lo cual parece apoyar la hipótesis de que el F<sub>2</sub>Ca densifica por un mecanismo de flujo plástico.

(2 tablas)

73/1/54

#### Efecto de la adición de TiO<sub>2</sub> sobre el crecimiento de grano de CeO<sub>2</sub> sinterizado.

S. OKIKAWA, S. SOMIYA y S. SAITO, *J. Ceram. Soc. Jap.* (JAP), 79, (1971), 10, 365-369 (i).

El estudio se ha realizado entre 1.300° y 1.550°C y se ha añadido 0,2 mol y 0,5 mol % de TiO<sub>2</sub>. En presencia de TiO<sub>2</sub>, el crecimiento de grano sigue la ecuación D<sup>3</sup> = Kt, y la energía de activación calculada ha sido 75 Kcal/mol. En el caso de CeO<sub>2</sub> puro, el crecimiento de grano sigue la ecuación D<sup>2</sup> = Kt, y la energía de activación, por encima de 1.450°C es de 110 Kcal/mol. El efecto del TiO<sub>2</sub> sobre el crecimiento se atribuye

a la formación de una fase líquida y un nuevo compuesto CeO<sub>2</sub>·2TiO<sub>2</sub>.

(8 figs., 22 refs.)

73/1/55

#### Influencia de la calcinación dinámica sobre el crecimiento de cristales de óxidos de tierras raras.

K. S. MAZDIYASNI y L. M. BROWN, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 10, 479-483 (i).

Se ha investigado el crecimiento de cristales en polvos de óxidos de tierras raras con tamaño de partícula de 10 a 30 Å obtenidos por descomposición hidrolítica de alcóxidos. Estos polvos se han comparado con otros obtenidos comercialmente con tamaño de partículas comprendido entre 1.000 Å y 10 μ. Se han realizado ensayos en atmósfera estática y dinámica, los últimos mediante agitación continua durante la calcinación. La calcinación dinámica controló el crecimiento cristalino de manera efectiva mientras mantenía uniforme el tamaño de partícula. El tamaño medio de partículas fue de 250 Å para los polvos calcinados a 800°C durante 24 h con agitación y ≈ 400 Å para los polvos calcinados bajo idénticas condiciones sin agitación. La difracción de rayos X, ATG, y el análisis mediante espectrógrafo de emisión, se utilizaron para la caracterización de los polvos. Las medidas del área superficial con el microscopio electrónico y BET han demostrado la importancia del método de calcinación dinámica en el crecimiento de los cristales primarios hasta llegar a ser partículas mayores, durante la etapa de presinterización del proceso de formación de estos polvos.

(7 figs., 1 tabla, 9 refs.)

73/1/56

#### Relaciones de fase subsólidas en los sistemas: Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S, Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S · Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S-Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

K. R. LAND, T. Y. TIEN y H. L. STADLER, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 10, 530 (i).

En la presente nota, se aportan los datos de difracción de rayos X de Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S, Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S y La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S, y se discuten con los aportados en la literatura. Se ha comprobado que sólo en el sistema Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S-Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S tiene lugar una solución sólida completa; en los sistemas Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S-La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S y Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S-La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-S solamente en los extremos existe una extensa solución sólida, presentando en la zona central una región de dos fases.

(1 fig., 1 tabla, 5 refs.)

73/1/57

#### Equilibrio de fases en el sistema MnO-"FeO"-ZrO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub>.

R. L. SHULTZ y A. MUAN, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 10, 504-510 (i).

Las relaciones de equilibrio de fases en la región de temperatura de líquidos en el sistema MnO-"FeO"-ZrO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub> y sus sistemas vinculados MnO-ZrO<sub>2</sub>, MnO-ZrO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub> y MnO-"FeO"-ZrO<sub>2</sub>, se determinaron por la técnica del enfriamiento brusco. El equilibrio se realizó a suficientemente baja presión de O<sub>2</sub> como para guardar lo más posible al Mn y Fe en el estado divalente. Los resultados obtenidos se relacionaron con los datos de la literatura, de forma que se han podido determinar las superficies de líquidos y la relación entre líquido y soluciones sólidas. Se discute la aplicación de los datos a los problemas de refractarios.

(11 figs., 1 tabla, 22 refs.)

73/1/58

#### \* Solidificación eutéctica en el sistema FNa-Fe<sub>2</sub>Mg.

M. W. A. BRIGHT y M. H. LEWIS, *J. Mat. Sci.* (GB), 6, (1971), 10, 1246-1253 (i).

Dentro del sistema FNa-Fe<sub>2</sub>Mg aparece un compuesto F<sub>3</sub>NaMg que puede formar un eutéctico con uno u otro de los constituyentes del sistema. El formado con el FNa se solidifica en una dirección única y se ha sometido a un estudio morfológico y cristalográfico. El análisis del maclado observado en la fase F<sub>3</sub>NaMg muestra que este maclado se produce por acción de una contracción de red provocada por la distorsión de los ejes de la red elemental durante el enfriamiento

posterior a la temperatura de formación del cristal. Estas distorsiones tienden a hacer pasar la simetría cúbica de alta temperatura a la simetría ortorrómbica de temperatura ambiente.

(5 fig., 17 refs.)

73/1/59

**Estudios cinéticos de la descomposición eutectoide del  $\text{CuFe}_2\text{O}_4$ .**

T. YAMAGUCHI y T. SHIRAIISHI, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 11, 556-558 (i).

Se ha estudiado la cinética y el mecanismo de descomposición de  $\text{CuFe}_2\text{O}_4$  por difracción de rayos X, microanálisis por sonda electrónica, y microscopio de luz reflejada. Las curvas de descomposición isoterma fueron senoidales y la velocidad máxima de descomposición tuvo lugar a 600°C. Las curvas de tipo senoidal indicaron que la descomposición procede por un proceso de nucleación y crecimiento. Los datos cinéticos fueron bien expresados por la ecuación de Avrami con  $n \approx 2$  y  $n \approx 4$  por debajo y por encima de 850°C, respectivamente. Se sugiere un mecanismo de "saturación de lugar". Microestructuras tipo bainita y tipo perlita, se observaron por debajo y por encima de 800°C, respectivamente. Los límites de grano fueron los lugares activos en el proceso de nucleación.

(6 figs., 1 tabla, 21 refs.)

73/1/60

**Estructura de poros, módulo de elasticidad y dilatometría en frío como medios para determinar la resistencia al frío de materiales de construcción.**

H. LEHMAN y E. RAUSCHENTELS, *Ind. Ceram.* (FR), 643, (1971), 635-638 (fr).

De acuerdo con el comportamiento a la helada de los sistemas capilares y con el modo de llenado de esos sistemas por el agua, puede admitirse que sólo los poros de diámetro medio son los responsables de los daños causados por el frío sobre materiales de construcción. De esto se deduce que para un buen conocimiento de la resistencia al frío de un material, es útil realizar análisis de la distribución de poros, completado por un análisis microscópico de su forma. Es posible además emitir un juicio sobre la resistencia al frío estudiando las variaciones del módulo de elasticidad, sobre todo en ensayos cíclicos. Para confirmar estos resultados se han realizado estudios de dilatometría en frío, teniendo en cuenta la estructura de poros y las propiedades mecánicas.

(5 figs., 24 refs.)

73/1/61

**Discrepancia en los datos de la constante elástica en policristales y monocristales de  $\text{MgO}$ .**

H. A. SPETZLER y D. L. ANDERSON, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 10, 520-525 (i).

Se discuten las propiedades elásticas y sus derivadas de presión y temperatura, tanto en policristales como en monocristales de magnesio. Se critica la suposición generalmente admitida de deducir el comportamiento elástico de policristales a partir de los datos obtenidos en monocristales y viceversa. Se presentan los resultados ultrasónicos para policristalinos de  $\text{MgO}$  medidos a 8 kbars y 800°K, para resaltar las limitaciones de esta hipótesis, e ilustrar el anómalo comportamiento de los materiales policristalinos. Medidas previas sobre monocristales y policristales de  $\text{MgO}$  se han tabulado y se han discutido las fuentes de error.

(9 figs., 9 tablas, 15 refs.)

73/1/62

**\* Anisotropía de dureza, mecanismo de deformación y transición del estado frágil al estado dúctil en carburos.**

D. J. ROWCLIFFE y G. E. HOLLOX, *J. Mat. Sci.* (GB), 6, (1971), 10, 1270-1275 (i).

Se han determinado, por indentación a temperatura ambiente, los planos de deslizamiento de los carburos no estequiométricos CTi, CV, CTa y CHf. Estos planos difieren se-

gún el grupo del sistema periódico al que pertenecen los metales. Las distintas propiedades físicas y mecánicas de los carburos se corresponden con los modelos de estructura cristalina que se les atribuye.

(3 figs., 4 tablas, 27 refs.)

73/1/63

**Deformación plástica en monocristales de  $\text{ZrB}_2$ .**

J. S. HAGGERTY y D. W. LEE, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 11, 572-576 (i).

Se determinaron los planos activos de deslizamiento, el vector de Burgers y la tensión crítica de corte para provocar una deformación macroscópica. El deslizamiento ocurre en la dirección  $a$  de máximo empaquetamiento sobre un plano prismático a temperatura ambiente y sobre el plano basal a alta temperatura. La resistencia elástica a alta temperatura y la caída de resistencia se discuten en términos de un precipitado tipo Widmanstaetten, observado en el cristal.

(6 figs., 18 refs.)

73/1/64

**Grandes tensiones localizadas en superficies, causadas por anisotropía de dilatación térmica.**

J. B. WACHTMAN e I. DUNDURS, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 10, 525-526 (i).

Tomando como base la alúmina, se estudian las causas y efectos de las tensiones creadas por anisotropía de dilatación térmica, se hace uso del modelo de esferas, se aplican las ecuaciones de Mindlin y Cheng y se discuten los resultados aportados en la literatura.

(10 refs.)

73/1/65

**Dilatación térmica del  $\text{Pb}_3\text{O}_4$ .**

C. A. SORRELL, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 10, 501-503 (i).

La dilatación térmica del  $\text{Pb}_3\text{O}_4$  se ha investigado por medio de la difracción de rayos X a alta temperatura. El coeficiente en la dirección  $a$  es de  $14,6 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ . La dilatación en la dirección  $c_0$  es un 32 % mayor, con un coeficiente de  $19,3 + 10^{-6}/^\circ\text{C}$ . Los coeficientes de dilatación lineal desde 25°C a 490°C son comparables con los del  $\text{PbO}$  tetragonal y ortorrómbico.

(5 figs., 1 tabla, 8 refs.)

73/1/66

**\* Resistencia al choque térmico de materiales cerámicos.**

K. KOUSZTOWICZ, *Szklo Ceram.* (POL), 22, (1971), 6, 174-178 (pol).

Se estudian los fundamentos teóricos de los problemas ligados a la utilización de materiales cerámicos en procesos en los que se someten a cambios de temperatura. Se explican las causas de las variaciones en las propiedades mecánicas, y se describen las principales teorías sobre la resistencia al choque térmico de materiales frágiles.

(2 figs., 15 refs.)

73/1/67

**Cinética de ordenación catiónica en ferritas de magnesio.**

D. S. WALTERS y G. P. WIRTZ, *J. Am. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 11, 563-566 (i).

Ferritas de magnesio de composición  $\text{Mg}_{60} \text{Fe}_{20} \text{O}_{40}$ , se enfriaron bruscamente desde 1.000°C, 1.150°C y 1.295°C. La velocidad de inversión a 450°C, se siguió por medio de la medida de la temperatura de Curie en un analizador termogravimétrico. El proceso de inversión tenía las características de una transformación con nucleación y crecimiento. Se postuló que la ordenación de corto alcance dentro de la subred octaédrica, juega un papel importante en la ordenación catiónica en ferritas de magnesio.

(3 figs., 1 tabla, 11 refs.)

73/1/68

**No estequiometría del TiO<sub>3</sub>Ba rico en Ti. I, medidas de conductividad eléctrica a alta temperatura.**

S. A. LONG y R. N. BLUMENTHAL, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 10, 515-519 (i).

Se ha investigado la conductividad eléctrica de equilibrio de policristalinos de TiO<sub>3</sub>Ba no estequiométrico, con distintas razones Ba:Ti, a temperaturas comprendidas entre 800°C y 1.200°C y Po<sub>2</sub>, de 10<sup>-23</sup> a 1 atm. Se observó una transición de la conductividad, del tipo "p" al tipo "n". A pesar de que la conductividad eléctrica de diferentes probetas varió ligeramente, estas diferencias no parecen ser función de la razón Ba:Ti en la región investigada.

La dependencia de la presión parcial de O<sub>2</sub> de la conductividad isoterma tipo "n", no se puede describir por un modelo simple de defectos, incorporando solamente vacantes ionizadas sencillas o dobles de oxígeno.

(5 figs., 6 tablas, 23 refs.)

73/1/69

**No estequiometría del BaTiO<sub>3</sub> rico en Ti: II, análisis de la estructura del defecto.**

S. A. LONG y R. N. BLUMENTHAL, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 11, 577-583 (i).

Se dedujo una estructura de defectos que comprende vacantes de oxígeno, simple y doblemente ionizadas, y estados aceptores, presumiblemente asociados con impurezas, a partir de la concordancia entre la teoría derivada de la expresión:

$$\alpha = [(H + D\alpha^{1/2}/b - \alpha)/(A/B + B\alpha^{1/2}/b)]Po_2^{1/2}$$

y lo observado experimentalmente sobre la dependencia respecto de la presión parcial de O<sub>2</sub> y la temperatura, de la conductividad. Esta relación describe el comportamiento sobre todo el rango de presión de O<sub>2</sub> y temperatura investigado.

Las entalpías estandar de formación para vacantes de O<sub>2</sub> simple y doblemente ionizadas en BaTiO<sub>3</sub> son 4,3 y 5,7 eV respectivamente. La diferencia entre estos valores, 1,4 eV, corresponde a un nivel de energía dador que está situado en la mitad de la anchura de la banda.

(5 figs., 4 tablas, 16 refs.)

73/1/70

**No estequiometría del BaTiO<sub>3</sub> rico en Ti: III, termodinámica y medidas de difracción de rayos X a temperaturas altas.**

R. J. PAULENER y R. N. BLUMENTHAL, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 12, 610-613 (i).

La composición de oxígeno se ha medido entre 940° y 1.215°C a presiones de O<sub>2</sub> de 10<sup>-10</sup> a 10<sup>-21</sup> atm. por termogravimetría. A bajas presiones el cambio de peso isoterma está controlado por las impurezas mientras que a presiones altas parece ser un proceso intrínseco a la composición. Las medidas de rayos X a dichas temperaturas indican que la estructura cúbica es estable en el intervalo estudiado. Se han calculado los parámetros de red y los coeficientes de dilatación entre 200° y 1.100°C en oxígeno puro. También se han determinado los parámetros de red del titanato reducido a 1.100°C.

(3 figs., 2 tablas, 13 refs.)

73/1/71

**Investigación del comportamiento químico de superficies frescas de silicio y germanio.**

F. MEIJER y G. A. BOOTSMAN, *Phil. Tech. Rev. (NL)*, 32, (1971), 5, 131-140 (i).

Se discuten tres métodos de estudio de superficies: medidas volumétricas de gas, espectroscopía electrónica y elipsometría. Se aplica la elipsometría a la investigación de superficies monomoleculares de silicio y germanio, y se comparan los resultados con los obtenidos por volumetría de gas, demostrándose que puede emplearse para gases adsorbidos físicamente. El estudio de la adsorción química revela que la capa superior de la superficie muestra un comportamiento químico diferente del presentado por el resto del cristal, debido a la presencia de enlaces no compensados. El resultado más notable obtenido es que la adsorción difiere considerable-

mente para las diferentes orientaciones cristalográficas de las superficies.

(16 figs., 1 tabla, 8 refs.)

73/1/72

**Apariencia bidimensional de granos policristalinos.**

T. SHIMOHARA, *J. Ceram. Soc. Jap. (JAP)*, 79, (1971), 11, 440-441 (i).

Se presenta en una breve nota una prueba matemática simple del hecho de que el número más probable de lados por polígono en secciones planas cortadas al azar de materiales policristalinos monofásicos está comprendido entre 5 y 6. La fórmula demuestra que el número medio de lados de granos en una sección se aproxima asintóticamente a 5 cuando el número de granos crece indefinidamente.

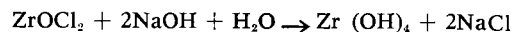
(1 fig., 1 tabla, 3 refs.)

73/1/73

**Datos de difracción de rayos X en polvo de ZrO<sub>2</sub> cúbico metastable.**

G. KATZ, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 10, 531 (i).

En la presente nota el Zr(OH)<sub>4</sub> se obtuvo de acuerdo con la reacción:



En el estudio de deshidratación del Zr(OH)<sub>4</sub> se comprobó que entre 110°C y 275°C su estado es amorfo y no da líneas de difracción; a partir de 285°C se detectó la circona cúbica metastable. El diagrama se caracterizó por sus líneas anchas y difusas, indicativo de un tamaño cristalino muy fino.

Se aportan los datos roengenográficos y se discuten los espaciados de esta forma cúbica metastable.

(1 tabla, 10 refs.)

73/1/74

**Espectro vibracional de hidroxiapatitos preparados por vía hidrotermal.**

K. C. BLAKESLEE y R. A. CONDRATE, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 11, 559-563 (i).

Los apatitos pueden ser utilizados como material biocerámico para dientes e implantes óseos. Se ha obtenido el espectro de infrarrojo (4.000 a 400 cm<sup>-1</sup>) y Raman-Laser para preparados hidrotermales con la fórmula general X<sub>10</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>6</sub>(OH)<sub>2</sub>, donde X = Ca<sup>2+</sup>, Sr<sup>2+</sup>, Ba<sup>2+</sup> ó Pb<sup>2+</sup>. Se identificaron los modos fundamentales de vibración y se asignaron las bandas empíricas. El análisis del espectro de vibración condujo a asignar de nuevo los modos  $\gamma_2$  a un más alto número de onda, bandas de baja intensidad (p. e.  $\approx$  470 cm<sup>-1</sup> para el hidroxiapatito de Ca). El efecto de la interacción en estado sólido fue notado en el espectro de vibración y se interpretó mediante análisis de factor de grupo. Un factor de grupo "efectivo" C<sub>60</sub>, que no tiene en cuenta la localización de los iones OH<sup>-</sup>, describe mejor el espectro de vibración de los hidroxiapatitos.

(4 figs., 6 tablas, 15 refs.)

73/1/75

**Propiedades de la alúmina de alta densidad en transmisión infrarroja.**

N. GRIMM, G. E. SCOTT y J. D. SIBOLD, *Am. Ceram. Soc. Bull. (USA)*, 50, (1971), 12, 962-965 (i).

Se estudió la relación empírica existente entre las propiedades físicas (densidad, tamaño de grano medio, espesor de la probeta y acabado de la superficie) y la transmitancia de la línea base de IR de 4,5  $\mu$  de longitud de onda en una alúmina de densidad elevada. La transmitancia de la línea base de IR depende muy poco del tamaño de grano y mucho de la densidad. Para obtener una transmisión de la línea de IR de 4  $\mu$  de longitud de onda de un 75 % a partir de probetas de 0,5 mm. de espesor y un acabado de superficie de  $\sim$  130  $\mu$  la densidad del material debe ser como mínimo de 3,975 g/cm<sup>3</sup> y el tamaño de grano mayor de 20  $\mu$ . La Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> puede utilizarse como material transmisor de IR.

(8 figs., 13 refs.)

## B. VIDRIO

### B.1. ESTADO VITREO

73/1/76

#### Un modelo de relajación estructural en el vidrio.

O. S. NARAYANASWAMY, *J. Amer. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 10, 491-498 (i).

El estudio de las propiedades físicas en función del tiempo en el intervalo de transformación del vidrio es complicado por el "efecto memoria" y la inherente no-lineabilidad que son efectos característicos de la relajación estructural. Se presenta en este trabajo un modelo multiparámetro, el cual difiere de otros modelos anteriores, fundamentalmente en que se tiene en cuenta los dos efectos antes señalados. El autor indica que este modelo se ajusta muy bien a los datos experimentales, así mismo permite predecir las propiedades físicas del vidrio sujeto a relaciones temperatura-tiempo más complejas y arbitrarias. Por consiguiente podría ser utilizado en proyectos racionales sobre tratamientos térmicos tal como los procesos de recocido.

(10 figs., 1 tabla, 12 refs.)

73/1/77

#### Consideraciones sobre el concepto de volumen molar parcial para soluciones no ideales tales como vidrio y método para idealizar las relaciones volumen-composición de soluciones no ideales.

M. IHARA y J. FUKUNAGA, *J. Ceram. Soc. Jap. (JAP)*, 79, (1971), 9, 324-329 (j).

Los autores deducen que la relación de Gibbs-Duhem para la expresión del volumen molar parcial (VMP) de soluciones no ideales es válida sólo bajo condiciones especiales. Debido a la complicada naturaleza del cambio del (VMP) con la composición en el caso de soluciones no ideales es necesario convertir tales soluciones en soluciones ideales realizando una adecuada selección de los grupos complejos en estas soluciones, así como en sus componentes.

(8 figs., 18 refs.)

73/1/78

#### La luminiscencia como método de estudio de las transformaciones estructurales en los vidrios.

L. V. LABUTINA, T. S. MATVEEVA, N. M. PAVLUSHKIN y M. V. ARTAMONOVA, *Trudy. mosk. Rñin.-tekhñol. Inst. (URSS)*, 63, (1969), 24-28 (r).

Los autores discuten la posible aplicación de un método de luminiscencia al estudio de las transformaciones de fase de los vidrios del sistema  $\text{SiO}_2\text{-ZnO-R}_2\text{O}$  ( $\text{R}_2\text{O} = \text{Rb}_2\text{O}, \text{Cs}_2\text{O}$ ) que contienen iones  $\text{Mn}^{2+}$  como ión luminiscente.

A partir de la posición de las bandas de espectros luminiscentes y su grado de resolución, se puede evaluar la simetría de la coordinación local del activador y sus interacciones dentro del campo ligando. La variación de la intensidad de las bandas permite además conocer el grado de ordenación de la estructura del material.

Este método no permite sin embargo establecer la naturaleza de la transformación observada (diferenciación entre segregación y cristalización).

(5 figs., 1 tabla, 7 refs.)

73/1/79

#### Influencia de la actividad específica sobre los coeficientes de difusión en vidrios.

G. L. MCVAY y E. H. FARNUM, *J. Amer. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 11, 586 (i).

Se han medido en este artículo los coeficientes de difusión  $D_{\text{Na}}$  en función de la actividad específica en un vidrio de  $3\text{SiO}_2\text{-K}_2\text{O}$  y de  $3\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$ , empleando el isótopo  $\text{Na}^{22}$  obtenido a partir de una solución acuosa de  $\text{ClNa}^{22}$ . Los valores del coeficiente  $D_{\text{Na}}$  tienen una desviación media de  $\approx 3\%$ .

Los autores concluyen que a la vista de los resultados ob-

tenidos el coeficiente de difusión.  $D_{\text{Na}}$  no es función de la actividad específica.

73/1/80

#### Difusión en vidrios fundidos del sistema $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$ .

J. HLAVAC y J. MATOUSEK, *Silikaty (CH)*, 15, (1971), 4, 33-341 (i).

Se midió en este trabajo los coeficientes de difusión de los iones sodio en un fundido que contiene 34,1 % en peso de  $\text{Na}_2\text{O}$  mediante dos técnicas utilizando en ambas el isótopo radiactivo  $\text{Na}^{22}$ ; la primera consiste en el método de la fuente plana instantánea y la segunda en el método de pares de difusión con distribución inicial extendida. Otra serie de experimentos se llevaron a cabo mediante la medida del coeficiente  $D$  por el  $\text{Na}^{22}$  en pares de difusión con un gradiente de concentración del 10 % de  $\text{Na}_2\text{O}$ . Los resultados se discuten desde el punto de vista de los mecanismos de difusión en sistemas de óxidos.

(6 figs., 2 tablas, 10 refs.)

73/1/81

#### Propiedades y estructura de vidrios en el sistema $\text{B}_2\text{O}_3\text{-GeO}_2\text{-Li}_2\text{O}$ .

T. YOSHIMURA, J. FUKUNAGA y E. IHARA, *J. Ceram. Soc. Jap. (JAP)*, 79, (1971), 11, 428 (j).

Se han llevado a cabo las medidas de las propiedades de vidrios del sistema  $\text{B}_2\text{O}_3\text{-GeO}_2\text{-Li}_2\text{O}$  y se determinó la región de formación de vidrio de este sistema ternario. Se proponen las siguientes reglas para abordar el estudio de la estructura de los vidrios de borogermanatos alcalinos:

1. La formación de grupos  $\text{BO}_4$  es preponderante a la formación de los grupos  $\text{GeO}_6$ .

2. Los siguientes enlaces no pueden existir  $\text{BO}_4\text{-BO}_4$ ,  $\text{GeO}_6\text{-GeO}_6$  y  $\text{BO}_4\text{-GeO}_6$ .

3. Los iones oxígeno no puentes no pertenecen ni a los grupos  $\text{BO}_4$  ni a los grupos  $\text{GeO}_6$ .

Los autores encontraron una satisfactoria concordancia entre los resultados experimentales y las reglas enunciadas anteriormente.

(13 figs., 1 tabla, 23 refs.)

73/1/82

#### La absorción de iones Cr (III) en vidrios ternarios de silicatos alcalinos y alcalinotérreos.

A. ABOU-EL-AZM y H. A. EL-BATAL, *Cent. Glass Ceram. Res. Inst. Bull. (IND)*, 18, (1971), 1, 7-17.

Los espectros de absorción visible de los iones Cr (III) en vidrios de silicatos alcalinos y alcalinotérreos, presentan dos bandas de absorción con un máximo de 420 y 650  $\mu$ . El efecto de los iones alcalinotérreos sobre la intensidad y posición de las dos bandas de absorción depende de la concentración y naturaleza del óxido divalente introducido.

(8 figs., 3 tablas, 8 refs.)

73/1/83

#### Estructura y propiedades de vidrios de borato de plata.

E. N. BOULOS y N. J. KREIDL, *J. Amer. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 8, 368-375 (i).

Se prepararon en este trabajo vidrios claros del sistema  $\text{B}_2\text{O}_3\text{-Ag}_2\text{O}$  hasta 35 % en mol (65 % en peso) de  $\text{Ag}_2\text{O}$ . Los resultados de las medidas de absorción infrarroja, dilatación térmica y densidad, son análogos a los encontrados en el sistema  $\text{B}_2\text{O}_3\text{-Na}_2\text{O}$ . Parece ser que se forman pares de grupos pentaborato-triborato por adición de  $\text{Ag}_2\text{O}$  al  $\text{B}_2\text{O}_3$  para contenidos en  $\text{Ag}_2\text{O}$  de hasta un 20 % en mol, y grupos diboratos para contenidos comprendidos entre 20 y 33 % en mol de  $\text{Ag}_2\text{O}$ . Esta interpretación viene a ser sustentada al comparar los espectros de absorción infrarroja de vidrios enfriados bruscamente y de vidrios cristalizados. Se identificó previamente el producto de cristalización  $4\text{B}_2\text{O}_3\text{-Ag}_2\text{O}$ .

Un nuevo compuesto comienza a aparecer a 28 % en mol de  $\text{Ag}_2\text{O}$ . La hipótesis de que la plata está presente generalmente como modificador de red como el sodio, fue confirmada al comparar el volumen molar de los vidrios de borato

de plata y de sodio. Se supone que hasta un 27 % en mol de  $\text{Ag}_2\text{O}$  la plata se encuentra presente como plata atómica, por debajo de un 15 % en mol de  $\text{Ag}_2\text{O}$  estudios exploratorios parecen indicar la presencia de una estructura bifásica dentro de un intervalo de inmiscibilidad. El pico de fricción interna de baja temperatura de los vidrios con contenidos en  $\text{Ag}_2\text{O}$  de hasta 28 % en mol, se correlaciona con los picos de alcalinos en otros vidrios. A elevada temperatura, cuando el contenido en  $\text{Ag}_2\text{O}$  es del 34 % en mol el pico está asociado con la aparición de oxígenos no-puentes en el sistema.

(16 figs., 2 tablas, 47 refs.)

73/1/84

#### Estudios por (RSE) de la estructura del vanadio en vidrios del sistema $\text{V}_2\text{O}_5\text{-P}_2\text{O}_5\text{-Na}_2\text{O}$ .

M. NAGANO, I. MOCHIOLA, A. KATO y T. SEIYAMA, *J. Ceram. Soc. Jap.* (JAP), 79, (1971), 8, 270-273 (i).

Se ha estudiado en este trabajo por resonancia de espín electrónico (RSE) la estructura de los iones  $\text{V}^{4+}$  del vanadio en vidrios del sistema  $\text{V}_2\text{O}_5\text{-P}_2\text{O}_5\text{-Na}_2\text{O}$ . Los resultados obtenidos se pueden resumir en los siguientes puntos:

1. En vidrios con alto contenido en fosfato el  $\text{V}^{4+}$  presenta la forma monomérica  $\text{VO}^{2+}$ , igual que en los complejos vanadilo. Esta estructura varía poco con los cambios en la composición.

2. En vidrios con más del 80 % en mol de  $\text{V}_2\text{O}_5$  la mayoría de los iones  $\text{V}^{4+}$  forman parte del grupo reticular  $\text{V}^{4+} - \text{O} - \text{V}^{5+}$ , mientras que los restantes se encuentran en la forma monomérica  $\text{VO}^{2+}$ . En esta estructura los electrones están deslocalizados, y la interacción del electrón de la forma monomérica con los espines nucleares del  $\text{V}^{5+}$  es muy débil.

3. Con el aumento de la basicidad del vidrio los iones  $\text{V}^{4+}$  prefieren la forma monomérica  $\text{VO}^{2+}$  a la disposición estructural  $\text{V}^{4+} - \text{O} - \text{V}^{5+}$

(4 figs., 2 tablas, 13 refs.)

73/1/85

#### Espectros de absorción del rutenio en vidrios de borosilicato, fosfato y aluminoborofosfatos.

J. MUKERJI, *Glass. Techn.* (GB), 13, (1972), 5, 135-137 (i).

Se estudian en este artículo los espectros de absorción del rutenio en vidrios de borosilicato, borofosfato y fosfato de plomo. En el vidrio de borofosfato el rutenio está presente en sus dos estados de oxidación ( $\text{Ru}^{4+}$  y  $\text{Ru}^{6+}$ ) y en algunos vidrios de borosilicato en forma de ( $\text{Ru}^{3+}$  y  $\text{Ru}^{4+}$ ) teniendo en cuenta que sólo el  $\text{Ru}^{4+}$  está presente en los vidrios de borosilicato cuando el cociente atómico  $(\text{Si} + \text{B})/\text{O} = 1/2$ .

El  $\text{Ru}^{5+}$  no pudo ser detectado en ninguno de los vidrios estudiados en este trabajo. En vidrios simples de fosfato de plomo se detectó la forma  $\text{Ru}^{6+}$  o una mezcla de  $\text{Ru}^{6+}$  y  $\text{Ru}^{4+}$ .

(3 figs., 1 tabla, 6 refs.)

73/1/86

#### Espectroscopía y oxidación-reducción de hierro y cobre en vidrios del sistema $\text{SiO}_2\text{-PbO-Na}_2\text{O}$ .

R. J. EDWARDS, A. PAUL y R. W. DOUGLAS, *Physic. Chem. Glass.* (GB), 13, (1972), 5, 131-136 (i).

Se han estudiado en este trabajo la absorción óptica entre 4.000-30.000  $\text{cm}^{-1}$  y el comportamiento oxidación-reducción del Fe (II), Fe (III), Cu (I) y Cu (II), en vidrios de  $\text{SiO}_2 \cdot (85-x) \cdot \text{PbO} (x) \cdot \text{Na}_2\text{O} 15$ .

En todos los vidrios, el Fe (II) presentó dos bandas de absorción a 5.000 y 10.000  $\text{cm}^{-1}$ . En los vidrios donde el contenido de óxido de plomo es alto la absorción infrarroja se solapó con los extremos de las bandas más intensas del ultravioleta. Cuando se llevó a cabo la corrección del efecto de solapamiento todos los vidrios mostraron un espectro de absorción infrarroja en el que la posición e intensidad de las bandas resultaron ser similares en magnitud. Parece ser que en estos vidrios el Fe (II) presenta coordinación octaédrica distorsionada. Las bandas de absorción d-d del Fe (III) en la región del visible pueden aparecer dentro de las bandas tetraédricas Gaussianas. La posición e intensidad de estas bandas coinciden con la disposición tetraédrica del Fe (III).

En todos los vidrios el Cu (II) muestra una banda simple, pero asimétrica, centrada entre 12.700-13.000  $\text{cm}^{-1}$ ; la

intensidad de dicha banda varía con la composición. No aparecen interferencias por solapamiento con las absorciones del ultravioleta. Estas bandas presentan coordinación octaédrica.

La relación redox varía con la composición. En el caso del Fe aumenta cuando la  $\text{SiO}_2$  fue sustituida por el  $\text{PbO}$  y en el caso del Cu disminuye cuando la  $\text{SiO}_2$  es reemplazada por el  $\text{PbO}$ .

(11 figs., 4 tablas, 26 refs.)

73/1/87

#### Espectros de absorción ultravioleta del bismuto (III) en vidrios de los sistemas $\text{B}_2\text{O}_3\text{-Na}_2\text{O}$ y $\text{B}_2\text{O}_3\text{-NaCl-Na}_2\text{O}$ .

A. PAUL, *Physic. Chem. Glass.* (GB), 13, (1972), 5, 144-148 (i).

Se estudian en este artículo los espectros de absorción ultravioleta del bismuto (III) en vidrios de los sistemas  $\text{B}_2\text{O}_3\text{-Na}_2\text{O}$  y  $\text{B}_2\text{O}_3\text{-ClNa-Na}_2\text{O}$ . En los vidrios de borato binarios el Bi (III) posee una banda de absorción a  $43 \times 10^3 \text{ cm}^{-1}$  y esta cambia a energías más bajas, con el aumento de la basicidad del vidrio. En los vidrios del sistema  $\text{B}_2\text{O}_3\text{-ClNa-Na}_2\text{O}$  el campo ligando del oxígeno alrededor del Bi (III) es sustituido por el del cloro acompañado de la formación de tres tipos distintos de complejos Bi (III)-Cl, la facilidad de la sustitución del oxígeno por el cloro, disminuye con el aumento de la basicidad del vidrio.

(9 figs., 3 tablas, 10 refs.)

73/1/88

#### Estudios Mössbauer en vidrios de $\text{Sn}_x (\text{As}_2\text{Se}_3)_{1-x}$ .

S. P. TANEJA, A. E. DWIGHT, T. GILBERT, W. C. HARPER, C. W. KIMBALL, *Physic. Chem. Glass.* (GB), 13, (1972), 5, 153-155 (i).

Se han llevado a cabo en el presente trabajo la medida de los espectros Mössbauer obtenidos mediante el núcleo de  $\text{Sn}^{119}$  en vidrios de  $\text{Sn}_x (\text{As}_2\text{Se}_3)_{1-x}$  donde  $x = 2,5; 5,0; 8,0$  y 10,0 átomos % a temperaturas comprendidas entre 4,2; 77,3 y 298°K. Se confirman en este artículo las reacciones químicas publicadas por Shkolnikov. Sin embargo los resultados obtenidos por los autores combinados con los de Borisova y colaboradores, demuestran contrariamente a la suposición de Shkolnikov que el método de preparación del vidrio ejerce una sensible influencia sobre la cinética de la reacción química. Aunque las medidas de rayos X indican que no existe orden de largo alcance en las muestras amorfas, los resultados de las medidas de los espectros Mössbauer, indican que la disposición local reticular de los átomos de Sn es semejante en todas las composiciones, por lo tanto existen un alto grado de orden en la distribución local. Por otra parte el desorden de largo alcance en el vidrio afecta de una manera secundaria en las variaciones de siomería y en el acoplamiento cuadrupolar de los átomos de Sn. La temperatura del Debye para los átomos de Sn difieren en  $\sim 40^\circ\text{K}$  entre el cristal ( $\sim 140\text{K}$ ) y el vidrio ( $\sim 100^\circ\text{K}$ ).

(3 figs., 2 tablas, 7 refs.)

73/1/89

#### Estudios de los espectros Mössbauer del $\text{Fe}^{57}$ en un vidrio de aluminofosfato.

M. F. TARAGIN, J. C. EISENSTEIN y W. HALLER, *Physic. Chem. Glass.* (GB), 13, (1972), 5, 149-152 (i).

Se han obtenido en este trabajo espectros Mössbauer de un vidrio de aluminofosfato con contenidos en  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  del 10 % en peso desde la temperatura ambiente a 450°C. En dichos espectros están presentes los iones  $\text{Fe}^{2+}$  y  $\text{Fe}^{3+}$ . Se presenta el cambio de isomería y la separación cuadrupolar para estos iones en función de la temperatura; los resultados parecen indicar que ambos iones presentan coordinación octaédrica. Se determina la relación producto de la fracción Mössbauer multiplicada por el cociente de la concentración  $\text{Fe}^{3+}/\text{Fe}^{2+}$ . Esta relación varía con la temperatura. Los autores piensan que el distinto comportamiento de las dos especies iónicas se debe a que tienen distintas temperaturas efectivas de Debye, 385°K para el  $\text{Fe}^{3+}$  y 230°K para el  $\text{Fe}^{2+}$ . La diferencia la atribuyen a las distintas posiciones reticulares que ocupan los iones  $\text{Fe}^{3+}$  y  $\text{Fe}^{2+}$  en la estructura del vidrio.

(5 figs., 25 refs.)

73/1/90

### Absorción óptica de plomo en vidrios.

J. S. STROUD y E. LELL, *J. Amer. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 11, 554-555 (i).

Se han medido en este trabajo los espectros de absorción ultravioleta del plomo en muestras bloque de vidrio de silicato y en una película depositada por el sistema de pulverización de un vidrio de  $\text{SiO}_2 \cdot 1,08\text{PbO}$ .

El plomo dio lugar a la aparición de una banda de absorción intensa entre 5 y 6 eV. Las medidas de los espectros de absorción ultravioleta en la película delgada revela una banda mucho más intensa, la cual tiene un máximo cerca de 7,6 eV.

Los autores piensan que esto puede ser debido a la excitación del enlace de los iones  $\text{O}^{2-} - \text{Pb}^{2+}$ .

(3 figs., 18 refs.)

73/1/91

### Absorción óptica y color provocados por cationes seleccionados en vidrios de silicato de plomo de elevada densidad.

J. S. STROUD, *J. Amer. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 8, 401-406 (i).

Se estudian en este trabajo el efecto de ciertas impurezas sobre el color de vidrios densos mediante la comparación de la absorción óptica provocada por cationes en los vidrios  $3\text{SiO}_2 \cdot 2\text{PbO} \cdot \text{Na}_2\text{O}$ ,  $3\text{SiO}_2 \cdot 2\text{PbO} \cdot \text{Na}_2\text{O}$ : 1 % en peso de  $\text{Sb}_2\text{O}_3$ , y  $3\text{SiO}_2 \cdot \text{Na}_2\text{O}$ .

Los tres no están coloreados cuando presentan elevada pureza. De los once colorantes utilizados sólo el vanadio colorea los vidrios de plomo menos intensamente que el vidrio  $3\text{SiO}_2 \cdot \text{Na}_2\text{O}$ . Los factores que determinan la susceptibilidad a la coloración de los vidrios de plomo son: a) los estados de oxidación altos de los cationes polivalentes. Las secciones transversales de absorción más grandes, de los cationes polivalentes, y la tendencia de las bandas de absorción más intensas a acercarse a la longitud de onda, para la cual la sensibilidad del ojo es máxima.

(12 figs., 1 tabla, 19 refs.)

73/1/92

### Vidrios de telurio polinarios conteniendo plata.

H. E. ANTHONIS y N. J. KREIDL, *J. non. Crystallin. Solid. (NL)*, 11, (1972), 3, 257-258 (i).

Los vidrios del sistema Si-As-Te se distinguen de entre los vidrios transparentes al infrarrojo lejano por sus altas temperaturas de transformación y reblandecimiento.

No obstante se sabe que vidrios conteniendo Se con pequeñas proporciones de Te presentan valores de las temperaturas de reblandecimiento más altas, pero sin embargo los vidrios de seleniuro de silicio se descomponen en el proceso de fusión así como también a temperatura ambiente en aire húmedo.

Con objeto de evitar en gran parte todos estos problemas se llevó a cabo la preparación de vidrios de Telurio polinarios con contenidos de Ag comprendidos entre 1 y 10 % en peso.

Los autores discuten y analizan profundamente los resultados obtenidos.

(1 fig., 5 refs.)

73/1/93

### Fricción interna de vidrios sometidos a cambio iónico a bajas temperaturas.

T. D. TAYLOR y G. E. RINDONE, *Physic. Chem. Glass. (GB)*, 13, (1972), 5, 156 (i).

En este artículo se publican los datos obtenidos en el estudio de la fricción interna de una fibra de vidrio de  $2\text{SiO}_2 \cdot \text{Li}_2\text{O}$ , sometida a cambio iónico a la temperatura de  $175^\circ\text{C}$  en un baño de nitrato alcalino fundido. Con objeto de interpretar los resultados obtenidos con la medida de la fricción interna a diferentes temperaturas los autores proponen la teoría del "punto reticular intermedio".

(1 fig., 3 refs.)

73/1/94

### Estudio inicial de la fabricación de "vidrio" a baja temperatura a partir de silices no-cristalinas.

G. J. MCCARTHY, R. ROY y J. M. MCKAY, *J. Amer. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 12, 637-638 (i).

El presente artículo describe un examen preliminar de las técnicas utilizadas en la sílice amorfa, la cual puede permitir la fabricación de artículos de  $\text{SiO}_2$  sin que tenga lugar la prefusión del vidrio de  $\text{SiO}_2$ .

Se analizan los procedimientos de obtención y se discuten sus resultados.

(1 fig. 12 refs.)

## B.2. PROPIEDADES. ANALISIS Y ENSAYOS. CONTROL

73/1/95

### Análisis térmico de vidrios del sistema Ge-S.

Y. KAWAMOTO y S. TSUCHIHASHI, *J. Amer. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 10, 526-527 (i).

Debido a errores en los datos publicados anteriormente por los autores sobre la dilatación térmica de vidrios del sistema Ge-S, se lleva a cabo en este artículo una reinvestigación de los mencionados vidrios, mediante la obtención de las curvas de A.T.D. y A.T.G. Los resultados son revisados y corregidos, y por consiguiente a la luz de los nuevos datos, los autores presentan y discuten los cambios estructurales que tienen lugar en los vidrios.

(4 figs., 3 refs.)

73/1/96

### Comentario sobre la técnica de la microsonda electrónica empleada en la determinación de perfiles de concentración en vidrios.

M. ISH-SHALOM y S. WINITZER, *Glass Technol. (GB)*, 13, (1972), 5, 148 (i).

Para determinar el perfil de concentración radial en las fibras de vidrio se utiliza con gran éxito la técnica de la microsonda electrónica, sin embargo, según advierte Krohn, la medida de las concentraciones cerca de la superficie de las fibras, presenta ciertas dificultades, debido a los defectos del pulido. Los autores de este artículo se han encontrado con un problema similar, el cual creen que han resuelto en gran parte sin más que utilizar un polímero (poliéster) donde se embebe la fibra de vidrio para después someter al conjunto a un proceso de curado, agregando a la superficie del vidrio durante el curado una fina capa de resina epoxy. Los resultados se comparan con una muestra no embebida.

(2 figs., 1 ref.)

73/1/97

### Determinación espectroquímica de trazas de hierro en sílice muy pura.

B. TESARIK, *Sklar Keram. (CH)*, 21, (1971), 10, 259-261 (ch).

Se llevaron a cabo en este artículo métodos espectroquímicos para la determinación de hierro en sílice muy pura. Los análisis se realizaron con equipos y aparatos normalmente utilizados en todos los laboratorios espectroquímicos. El intervalo de concentración de hierro detectado por estos análisis está comprendido entre  $2,5 \cdot 10^{-4}$  y  $2,5 \cdot 10^{-3}$  %.

(2 figs., 2 tablas)

## PROPIEDADES ELECTRICAS, DIELECTRICAS Y MAGNETICAS. VIDRIOS SEMICONDUCTORES

73/1/98

### Conductividad eléctrica y estructura de los fundidos del sistema $\text{B}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{O}_3\text{-PbO}$ .

H. HIRASHIMA y T. YASHIDA, *J. Ceram. Soc. Jap. (JAP)*, 79, (1971), 9, 316-323 (j).

Se han medido en este trabajo la conductividad eléctrica de fundidos de  $\text{B}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{O}_3\text{-PbO}$ , con contenidos en  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , de

0-25 % mol, y se han determinado las energías de activación para la conducción  $E_k$ . Se han obtenido también los espectros de absorción infrarroja y los diagramas de difracción de rayos X de vidrios enfriados y cristalizados. A partir de estas medidas se obtuvieron los siguientes resultados:

1. Los autores creen que la conducción del fundido es iónica y que el portador de carga es el ión  $Pb^{2+}$ .

2. La  $E_k$  depende de la estructura aniónica compleja de los boratos, y aumenta con la presencia de los anillos de borato.

3. Los iones férricos tienden a formar iones complejos de ferrita, y la concentración del ión  $Fe^{3+}$  es pequeña.

La formación del anión ferrítico complejo afecta a la estructura aniónica compleja del borato.

(13 figs., 1 tabla, 14 refs.)

73/1/99

#### Procesos térmicos y no-térmicos en conmutadores umbrales.

S. H. LEE y H. K. HENISCH, *J. non-Crystal. solid.* (NL), 11, (1972), 3, 192-198 (i).

En el presente artículo se estudian las condiciones térmicas y no térmicas de operación, de conmutadores umbrales de vidrios de calcogenuros multicomponentes; los autores a partir de los resultados obtenidos mediante las observaciones llevadas a cabo en las curvas intensidad-tiempo y frecuencia-tiempo de retardo, indican que los modelos térmicos y electro-térmicos no concuerdan con los resultados obtenidos cuando se aplican las condiciones umbrales de operación, y por lo tanto creen que una interpretación electrónica se aproxima más a los hechos reales.

(4 figs., 27 refs.)

J. J. E.

73/1/100

#### La dependencia del punto de reblandecimiento en función del espesor de la capa delgada de vidrios de calcogenuros.

M. WOBST, *J. Non-Crystalline Solid.* (NL), 11, (1972), 3, 255-256, (i).

En conexión con las investigaciones llevadas a cabo en los procesos de conmutación en capas delgadas de vidrios de calcogenuros el autor de este artículo discute y analiza la presencia de cambios que tienen lugar en el punto de reblandecimiento a medida que disminuye el espesor de la capa.

Se utilizó para la realización del presente trabajo un microscopio con platina caliente, la temperatura más alta alcanzada fue de 360°C la velocidad de calentamiento fue de 4 grados/minuto. Se evaporó en vacío la capa delgada de vidrio en un sustrato de vidrio, el cual fue embebido en una máscara de aluminio. Los resultados de las medidas realizadas para determinar la temperatura de reblandecimiento indican que por debajo de 1.000 mm existe una ligera dependencia de la temperatura  $T_g$  frente al espesor. No se ha podido determinar la forma en que influye el tipo de material utilizado como sustrato ya que hasta ahora en los experimentos llevados a cabo sólo se ha utilizado los sustratos de vidrio.

(1 fig., 1 ref.)

73/1/101

#### Procesos de carga espacial limitada por corriente en vidrios de disilicatos de litio.

A. DOI, *J. Non-Crystalline Solid.* (NL), 11, (1972), 3, 235-241 (i).

Se presenta en este artículo un modelo simple con objeto de analizar la dependencia de la corriente eléctrica transitoria en función del tiempo en un vidrio. El modelo establece que la curva intensidad-tiempo hay una región en la cual la corriente  $I$  cambia exponencialmente con el tiempo  $t$ , siguiendo la ley  $\ln I_0 \rightarrow I_t = t/\tau$ , siendo  $I_0$  y  $\tau$  respectivamente la corriente inicial y un tiempo constante, análoga dependencia puede verse en las curvas Intensidad-temperatura. Se midió un vidrio de disilicato de litio y las medidas eléctricas se llevaron a cabo por la aplicación de campos eléctricos de hasta 50V/cm. y el intervalo de temperaturas elegido fue de 50-150°C, la energía de activación calculada resultó ser de 17,1 Kcal/mol. Se discuten por último los resultados con los

encontrados en la bibliografía los cuales predicen un valor de la energía de activación de 14 Kcal/mol.

(4 figs., 18 refs.)

## SEPARACION DE FASES. VIDRIO POROSO

73/1/102

#### Determinación de las direcciones de las líneas de interconexión directa en las regiones metaestables de separación de fases en sistemas ternarios.

O. V. MAZMIN y M. V. S. TRETTSINA, *J. Non-Crystalline-Solid* (NL), 11, (1972), 3, 199-218 (i).

Se demuestra en este trabajo que el método de la determinación de las líneas de interconexión directa como isotermas de la transición vítrea pueden ser utilizadas para el caso en que tenga lugar separación de fases metaestable. Las líneas de interconexión directa en la región de separación de fases de vidrios de borosilicato de sodio fueron determinadas por este método. Los resultados obtenidos se comparan con los encontrados utilizando otros métodos. Se presentan en el artículo algunas consideraciones acerca del desarrollo de los procesos de separación de fases en sistemas ternarios. Se demuestra, por último que el resultado de la medida de la temperatura de transición vítrea  $T_g$  constituye una clara evidencia de la existencia de la separación trifásica metaestable.

(12 figs., 4 tablas, 20 refs.)

73/1/103

#### Región de inmiscibilidad metastable en el sistema $B_2O_3$ - $GeO_2$ - $Li_2O$ .

T. YOSHIMURA, J. FUKUMAGA y M. IHAWA, *J. Ceram. Soc. Jap.* (JAP), 79, (1971), 12, 450-455 (j).

Se estudia en el presente trabajo la región de inmiscibilidad metastable en el sistema  $B_2O_3$ - $GeO_2$ - $Li_2O$ . Se calcularon termodinámicamente las curvas de composición para los siguientes pseudobinarios:  $GeO_2$ - $Li_2O$ ,  $-3/4 Li_2O$ .  $1/4 B_2O_3$ ,  $-1/2 Li_2O$ .  $1/2 B_2O_3$ ,  $-1/4 Li_2O$ .  $3/4 B_2O_3$  y  $-B_2O_3$ , a partir de los datos de liquidus y de los datos de intervalo de miscibilidad metastable.

Los resultados mostraron que la inmiscibilidad metastable en este sistema ternario probablemente tiene lugar en el lado rico en  $GeO_2$  y a temperaturas relativamente bajas. Esto se comprueba experimentalmente por las observaciones al microscopio electrónico de algunos vidrios tratados térmicamente.

(12 figs., 18 refs.)

73/1/104

#### Modificaciones morfológicas debidas a la descomposición de una fase amorfa en el sistema $SiO_2$ - $Na_2O$ .

M. A. CONRAD, *J. Mat. Sci.* (GB), 7, (1972), 5, 522-526 (i).

El autor ha utilizado el sistema  $SiO_2$ - $Na_2O$  como modelo experimental para llevar a cabo un estudio sobre la inmiscibilidad metaestable, utilizando vidrios con concentraciones de  $Na_2O$  que varían entre 0 y 20 moles %, provocando en los mismos diversas morfologías metaestables e inestables, mediante, tratamientos térmicos a distintas temperaturas y tiempos. La interpretación teórica de las distintas morfologías observadas mediante el empleo de la microscopía electrónica, puede llevarse a cabo a partir de distintas curvas hipotéticas, de energía libre.

(5 figs., 1 tabla, 5 refs.)

73/1/105

#### Separación de fases en vidrios fototrópicos conteniendo haluros de plata.

H. BACH y G. GLIEMEROT, *J. Amer. Ceram. Soc.* (USA), 54, (1971), 10, 528-529 (i).

El presente trabajo tiene por objeto estudiar la influencia de la estructura de la matriz vítrea y los portadores foto-

tropicos sobre la fototropía. Se seleccionó un vidrio de composición (% peso)  $54\text{SiO}_2$ ,  $16\text{B}_2\text{O}_3$ ,  $11\text{R}_2\text{O}_3$ ,  $6,7\text{R}_2\text{O}$ ,  $10,7\text{RO}$ ,  $0,27\text{Ag}_2\text{O}$ ,  $0,5\text{Cl}$  y  $0,5\text{Br}$ . Las muestras se recoció durante una hora a varias temperaturas a fin de conseguir la fototropía, posteriormente se llevó a cabo un segundo proceso de enfriamiento. Las propiedades fototrópicas fueron evaluadas y la estructura fue determinada por microscopía electrónica de transmisión, en muestras preparadas por pulverización iónica. Los autores presentan un minucioso examen de los resultados obtenidos y discuten a partir de ellos los fenómenos de separación de fases que tiene lugar en las muestras de vidrio.

(4 figs., 1 tabla, 7 refs.)

## CRISTALIZACION DE VIDRIOS. PRODUCTOS VITROCISTALINOS

73/1/106

Fenómenos de deformación espontánea en vidrios parcialmente cristalizados.

J. F. SPROULL y G. E. RINDONE, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 10, 511-515 (i).

Se han observado durante el tratamiento térmico en el intervalo de temperatura de reblandecimiento de vidrios del sistema  $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O-Li}_2\text{O}$ , fenómenos de deformación anómalos acompañados de cristalización parcial. Protuberancias vítreas formadas en la superficie de fibras de 0,5 mm. de diámetro, varillas y placas con grandes distorsiones, presentan en conjunto figuras y formas que a menudo no pueden reconocerse. Acompañando a la cristalización del vidrio  $2\text{SiO}_2 \cdot 0,3\text{Na}_2\text{O} \cdot 0,7\text{Li}_2\text{O}$  se observó inmiscibilidad líquido-líquido en una capa delgada inmediatamente próxima a la zona de cristalización y no por todo el vidrio. Por consiguiente, los autores piensan en una separación de fases continua más que en una cristalización precedente.

(10 figs., 1 tabla, 9 refs.)

73/1/107

Cristalización de vidrios de silicatos basados en una mezcla de granito y dolomía.

A. A. OMAR y S. M. A. SALMAN, *Cent. Glass Ceram. Res. Inst. Bull. (IND)*, 18, (1971), 2, 32-40 (i).

Se lleva a cabo en este trabajo la cristalización de vidrios de silicatos basados en una mezcla de granito de Aswan y dolomía de Abu-Rawash. El proceso se realizó bajo diferentes condiciones de tratamientos térmicos. Se formaron las siguientes fases: diópsido, piroxeno aluminoso-alcalino, piroxeno, melilita y olivino. Las características morfológicas de las fases cristalinas dependen en gran parte de las condiciones de cristalización.

La adición de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{F}_2\text{Ca}$ , FLi, afectan al grado de cristalinidad, a la textura del material cristalino, al límite inferior del comienzo de la cristalización, y a las cantidades relativas de fases cristalinas separadas en los productos polimineraleas.

La temperatura de deformación así como la dureza de los productos cristalinos vienen afectadas por la presencia de agentes nucleantes.

(13 figs., 8 tablas, 1 ref.)

73/1/108

Equilibrio de fases y cinética de la cristalización en el sistema  $\text{Si}_2\text{O}_7\text{-Na}_2\text{-Si}_2\text{O}_7\text{-Ba}$ .

R. P. GUNAWARDANA y F. P. GLASSER, *Physic. Chem. Glass. (GB)*, 13, (1972), 5, 125-130 (i).

Se estudia en este trabajo por el método del enfriamiento brusco el equilibrio de fases en el sistema  $\text{Si}_2\text{O}_7\text{-Na}_2\text{-Si}_2\text{O}_7\text{-Ba}$  se ha comprobado la aparición de un nuevo compuesto no conocido hasta ahora el  $\text{Si}_{10}\text{O}_{25}\text{B}_2\text{Na}_2$ .

La celda unidad de su estructura monoclinica tiene las siguientes dimensiones  $a = 39,35 \text{ \AA}$ ,  $b = 7,672 \text{ \AA}$  y  $c = i$ ,  $189 \text{ \AA}$ ,  $= 97^\circ 13'$  y el grupo espacial se encuentra situado entre el Cz, Cm, ó Cz/m. La medida de la densidad dio como re-

sultado  $3,41 \pm 0,04 \text{ g/cm}^3$  y sus índices de refracción superior e inferior respectivamente fueron  $= 1,596$  y  $= 1,588 \pm 0,003$ . El compuesto encontrado funde incongruentemente a  $1,116 \pm 5^\circ\text{C}$  dando lugar a la variedad baja de  $\text{Si}_2\text{O}_7\text{-Ba}$  y a un líquido. Ha sido estudiada a temperaturas comprendidas entre  $900\text{-}1.000^\circ\text{C}$ , las cinéticas de la cristalización de líquidos binarios por difracción de rayos X cuantitativa. Los primeros productos metastables de cristalización aparecidos resultaron ser el compuesto  $\text{Si}_2\text{O}_7\text{-Ba}$  en sus formas alta y baja. La cristalización del compuesto  $\text{Si}_{10}\text{O}_{25}\text{B}_2\text{Na}_2$  es un proceso más lento, pero la distribución de fases aproximada puede ser predicha a partir de los diagramas de equilibrio de fases.

(3 figs., 2 tablas, 5 refs.)

73/1/109

Estudios cinéticos sobre la cristalización de vidrios con la composición de fluorichterita.

N. TAKUSAGAWA y H. SAITO, *J. Ceram. Soc. Jap. (JAP)*, 79, (1971), 6, 189-198 (j).

Se estudian en este artículo la cinética de la cristalización de la fluorichterita, de una fase cristalina de estructura en capas de fluorichterita de composición  $(\text{Na} \cdot \text{NaCa} \cdot \text{Mg}_5 \cdot \text{Si}_8 \cdot \text{O}_{22}\text{F}_2)$ . La fase separada del vidrio y el vidrio parcialmente cristalizado por un método cuantitativo de difracción de rayos X. Las velocidades de cristalización de cada fase cristalina en el vidrio separado en fases fueron mayores que en las otras muestras y dependen de la velocidad de nucleación de cada fase por debajo de  $700^\circ\text{C}$ . Las energías de activación para la nucleación de la fluorichterita y de la fase cristalina de estructura en capas fueron de  $110\text{-}164 \text{ kcal/mol}$  y de  $88 \text{ kcal/mol}$  respectivamente.

(9 figs., 3 tablas, 12 refs.)

73/1/110

Efectos de la adición de fluorina sobre la cristalización de vidrios del sistema  $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-Li}_2\text{O}$ .

H. DOI, T. MATZUSHITA y H. SAITO, *J. Ceram. Soc. Jap. (JAP)*, 79, (1971), 11, 419-427 (j).

Se estudia en este artículo los procesos de la cristalización de vidrios de composición  $\text{Li}_3\text{Mg}_{1,75}\text{Al}_3\text{Si}_8\text{O}_{23,75-x}$  donde  $x = 0$  a  $1,84$ . Al vidrio con una pequeña proporción de fluorina  $x = 0$  a  $1,34$  se le incorporó una nueva adición de fluorina la cual promovió la cristalización del vidrio. Pero cuando la cantidad de fluorina superó el valor  $x = 1,34$  la tendencia a la cristalización superficial del vidrio fue disminuyendo con el contenido en fluorina a temperaturas relativamente más bajas por lo tanto la cristalización tiene lugar en todo el vidrio a temperaturas más altas. La solución sólida cuarzo  $\beta$  precipitada en el vidrio a temperaturas relativamente inferiores se transformó en la solución sólida  $\beta$ -espodumena a temperaturas relativamente más altas. La estabilidad del material cristalizado depende del contenido en fluorina de la fase residual vítrea.

(10 figs., 4 tablas, 11 refs.)

73/1/111

Cristalización y propiedades de los productos vitrocrystalinos de un vidrio del sistema  $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-Li}_2\text{O-F}$ .

H. DOI, M. MATSUSHITA y H. SAITO, *J. Ceram. Soc. Jap. (JAP)*, 79, (1971), 8, 274-281 (j).

Pequeños cristales (de hasta  $80 \text{ \AA}$ ) presentes en el vidrio base y otros tipos de cristales precipitados en el vidrio antes de la precipitación de la solución sólida del cuarzo- $\beta$  pueden facilitar la cristalización en bloque del vidrio. La resistencia mecánica a la flexión del vidrio cristalizado aumenta ( $19\text{-}25 \text{ Kg/mm}^2$ ) con el tiempo de tratamiento a temperaturas relativamente más bajas y disminuye ligeramente ( $12\text{-}17 \text{ Kg/mm}^2$ ) con el aumento de la cristalinidad por tratamientos térmicos más largos y a temperaturas relativamente más altas. Los coeficientes de dilatación térmica de los vidrios cristalizados varían con la transformación de la solución sólida de cuarzo- $\beta$  a la solución sólida de  $\beta$ -espodumeno ( $3\text{-}23 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ) y con el aumento de la cantidad de producto cristalizado ( $23\text{-}0 \times 10^{-7}/^\circ\text{C}$ ).

(9 figs., 3 tablas, 9 refs.)

**Vitrocerámicos obtenidos a partir de una composición del sistema SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-MgO-TiO<sub>2</sub>.**

N. K. CHAKRAVARTY, R. L. THAKUR y S. THIAGARAJAN, *Cent. Glass Ceram. Res. Inst. Bull. (IND)*, 18, (1972), 2, 27-32 (i).

Se ha obtenido en este trabajo un vitrocerámico a partir de una composición de (% peso) 20MgO, 20Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 60SiO<sub>2</sub> con  $16 \times 10^{-2}$  moles de TiO<sub>2</sub> por 100 gramos de vidrio, mediante dos tratamientos térmicos unos a 770°C durante 4 horas y otro de 1.200°C durante 4 horas, presentándose las siguientes propiedades: peso específico 2,71, dilatación térmica  $49 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$  (entre 50 y 200°C) y  $23 \times 10^{-7}/^{\circ}\text{C}$  (entre 250 y 600°C); resistencia mecánica a la rotura 1.400 Kg/cm<sup>2</sup>, dureza Vicker 1.258 Kg/mm<sup>2</sup>; constante dieléctrica a 1 mc/seg 9 y tangente de pérdidas a 1 mc/seg 1,6 %.

(4 figs., 4 tablas, 5 refs.)

**RESISTENCIA MECÁNICA. FIBRA DE VIDRIO**

73/1/113

**Relación entre el tamaño del defecto y la superficie especular en la fractura del vidrio.**

D. A. KROHN y D. P. H. HASSELMAN, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 8, 411 (i).

En el vidrio la morfología de la superficie de fractura está caracterizada por tres regiones distintas: una superficie especular, una capa esmerilada y una superficie astillada. La superficie especular es la región que rodea al defecto inicial y donde tiene lugar el crecimiento acelerado de la grieta hasta una velocidad crítica.

Los autores estudiando el mecanismo de fractura han determinado una expresión que relaciona el tamaño del defecto, es decir la longitud media de la grieta y el radio de la superficie especular

$$r = (4A^2/\pi K_{Ic}^2) C$$

donde r es el radio de la superficie especular, c la longitud media de la grieta y A y K<sub>Ic</sub> son constantes del material que dependen sólo de la geometría.

Para el análisis de fractura en vidrios, cuando es conocido el tamaño de la superficie especular, puede determinarse directamente a partir de dicha expresión el tamaño de la superficie especular, puede determinarse directamente a partir de dicha expresión el tamaño del defecto, responsable de la fractura, esta afirmación puede extenderse a casos de fractura más complicados, únicamente el cambio implica una ligera variación en las constantes A y K<sub>Ic</sub>.

(6 refs.)

73/1/114

**Resistencia mecánica del vidrio por impregnación de Ar, a presión elevada.**

S. P. FRAILE y R. ROY, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 10, 532 (i).

La disolución de gas comprobada en algunos vidrios proporciona una mayor resistencia a la rotura cuando los gases impregnan las proximidades de la superficie del vidrio. En el presente trabajo se lleva a cabo la impregnación de varillas de tres tipos de vidrios, sodocálcicos, borosilicato y 96 % de sílice vítrea, mediante H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> y Ar a presiones de 1 a 3 kbar. y a temperaturas comprendidas entre 240 y 800°C. La resistencia mecánica de los tres vidrios no mejoró con la impregnación con H<sub>2</sub> y N<sub>2</sub>, lo mismo ocurre con los vidrios sodocálcicos y borosilicato con Ar, mientras que en el caso de la sílice vítrea, la resistencia mecánica aumenta significativamente, cuando se impregna con Ar.

(2 figs., 3 refs.)

73/1/115

**Influencia de la presión sobre la fatiga estática del vidrio.**

S. M. WIEDERHORN y H. JOHNSON, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 11, 585 (i).

Se estudia en este artículo la influencia de la elevada presión del agua sobre la muestra, observando el comportamiento

a la fractura del vidrio. La probeta sumergida en agua es sometida a presiones de 6 a 7 Kbars. Los autores a partir de los resultados obtenidos indican que las altas presiones no ejercen ninguna influencia sobre las propiedades de la fatiga estática del vidrio.

(2 figs., 5 refs.)

73/1/116

**Vidrio plano como material para la construcción.**

J. LEDERER, *Sklar Keram. (CH)*, 21, (1971), 12, 305-307 (i).

En este artículo el autor presenta una información sobre el límite admisible de resistencia mecánica de diferentes tipos de vidrios planos y las evaluaciones de los factores de seguridad. Recomienda la utilización del llamado "factor interno de seguridad" cuyo valor es 3, en algunos casos se puede utilizar el factor externo de seguridad. Por último hace mención de la influencia del gradiente de temperatura en el espesor del vidrio, sobre la disminución de su resistencia mecánica.

(6 tablas, 8 refs.)

73/1/117

**Estudios sobre la fatiga dinámica y estática de los vidrios de silicatos.**

J. E. RITTER y C. L. SHERBURNE, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 12, 601-605 (i).

Se estudian en este trabajo la fatiga estática y dinámica de un vidrio del sistema SiO<sub>2</sub>-Na<sub>2</sub>O-CaO atacado al ácido a 74°F y a humedades relativas comprendidas entre 50 y 100 %. Los datos pueden ser representados por una curva simple de fatiga universal (CFU). La influencia del ataque ácido del vidrio difiere poco de la que se obtuvo en fibras de vidrio E y de sílice fundida. Los datos de la fatiga dinámica en vidrios sodocálcicos, E, borosilicatos y cuarzo fundido concuerdan cualitativa y cuantitativamente con los datos de la velocidad de propagación de grieta para estos vidrios. En el estudio comparativo se utilizó la teoría de la fatiga dinámica de Charles. Se discuten por último las implicaciones teóricas de estos resultados.

(5 figs., 2 tablas, 27 refs.)

73/1/118

**Una solución al problema de la flexión de una placa circular coaxial de vidrio.**

R. KAO, N. PERRONE y W. CAPPS, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 11, 566-571 (i).

Se analizan en este artículo las desviaciones no lineales y la resistencia mecánica superficial radial en placas delgadas circulares de vidrio, deformada lateralmente en forma cóncava y simétrica. Las deformaciones se inducen cargando cada placa con un pequeño anillo central, mientras que la placa se apoya sobre un anillo de casi su mismo diámetro. Los anillos y la placa son concéntricos. Se predicen deformaciones del centro de hasta 3 y 4,5 veces el espesor de la placa para razones de diámetros de anillos de 0,5 y 0,2 respectivamente. Los perfiles de deformación predichos para varias cargas concuerdan bastante bien con los determinados experimentalmente sobre una placa de vidrio reforzada químicamente. Este análisis proporciona un nuevo criterio utilizable para el método de carga coaxial en ensayos de resistencia a la flexión de materiales frágiles.

(5 figs., 1 tabla, 9 refs.)

73/1/119

**Progresos en las fibras de vidrio y de minerales.**

A. PRYL, *Sklar Keram. (CH)*, 21, (1971), 9, 241-145 (ch).

El autor discute en el presente artículo el desarrollo que ha tenido lugar durante los pasados veinte años en las instalaciones, equipos y maquinaria para la producción de, fibras de vidrio y de minerales y su sucesiva introducción en la fabricación industrial.

(8 figs.)

73/1/120

**Discusión sobre el artículo "Determinación de la tensión axial en fibras de vidrio recubiertas".**

B. S. RAWAL y J. C. HURL, *J. Am. Ceram. Soc. (USA)*, 54, (1971), 12, 635 (i).

Los coeficientes de tensiones ópticas de varios vidrios publicados por Krohn y utilizados para determinar la tensión axial en fibras de vidrio recubiertas, recientemente han sido evaluados en los laboratorios de los autores, los resultados obtenidos indican que tres de los coeficientes publicados son erróneos.

Se describe el método de medida y se examinan con minuciosidad los resultados, los cuales son expuestos en el presente artículo.

(2 tablas, 4 refs.)

73/1/121

**Estudio sobre los factores que afectan a la resistencia de un entramado en fibras de vidrio. Parte 4. El efecto del área superficial de la fibra.**

W. F. THOMAS, *Glass Technol. (GB)*, 13, (1972), 5, 141-144 (i).

Se llevan a cabo en este trabajo ensayos a tracción con objeto de determinar los efectos del diámetro de la fibra y la longitud normalizada, sobre la resistencia mecánica media de rotura de un entramado de fibras de vidrio. El área total de la sección transversal del entramado se mantuvo constante e igual a un valor que corresponde al entramado comercial *standard*. Los resultados de los ensayos realizados en el presente estudio, indican que la resistencia mecánica media de rotura es función del área superficial de las fibras individuales en el entramado. El aumento del diámetro y de la longitud de fibra influye del mismo modo en la resistencia a la rotura. En todos los ensayos se encontró una gran dispersión de la resistencia mecánica y parece ser ligeramente más elevada en fibras gruesas, lo cual es debido al hecho de que las fibras gruesas son más susceptibles de provocar defectos superficiales que a menudo van acompañados de grietas y burbujas internas.

(5 figs., 2 tablas, 10 refs.)

### B.3. TECNOLOGIA DEL VIDRIO

73/1/122

**Producción de nuevas composiciones de vidrio para baldosas.**

K. S. KUTATELADZE, R. D. VERALASHVILI, M. E. KATS, L. P. TIBEKINOS, A. I. UGRYUMOV y S. A. MARTYNOVA, *Steklo Keram. (URSS)*, 28, (1971), 2, 83-84 (i).

El objeto del presente trabajo es desarrollar nuevas composiciones para eliminar fluoruros y reducir el consumo de álcalis, ya que las composiciones actuales del vidrio baldosa son de costo muy alto.

Las materias primas utilizadas fueron perlita (la cual proporciona una fuente económica de  $\text{Na}_2\text{O}$ ), alúmina, arena de cuarzo de alta calidad y otros aditivos como  $\text{CaO}$  en polvo, agentes colorantes y en ciertos casos compuestos de fósforo. A la reducción del contenido en  $\text{Na}_2\text{O}$  en la mezcla vitrificable le corresponde un aumento en el contenido de  $\text{CaO}$  y  $\text{MgO}$ , lo cual permite un aumento de la protección y de las condiciones técnicas necesarias para la fabricación de vidrio de perlita. Se hace especial hincapié sobre la influencia del  $\text{P}_2\text{O}_5$  sobre la opacificación de las baldosas. Por último se enumeran y se detallan las ventajas de utilización de este vidrio en la fabricación de baldosas, mosaicos, azulejos, etc., de vidrio.

(1 ref.)

73/1/123

**Revisión de la literatura sobre la fabricación del vidrio y de la cerámica y su utilización.**

M. LHOTTA, V. HANYKYR y K. KURUS, *Sklar Keram. (CH)*, 21, (1971), 11, 293 (ch).

En este artículo se lleva a cabo la revisión de libros, revistas y otras fuentes de la literatura sobre la producción de vidrio y de cerámica hasta 1969. Para dar una visión más

completa también incluyen los trabajos más importantes y básicos de la química inorgánica. Las fuentes de documentación son presentadas en dos índices, un índice de autores y otro de revistas.

73/1/124

**Diseños y equipos desarrollados para la fabricación de vidrio.**

F. VRBA, *Sklar Keram. (CH)*, 21, (1971), 7, 173-177 (ch).

El autor describe en este artículo las máquinas y equipos para la fabricación de cristal de vidrio, diseñado y desarrollado en el Instituto de Investigación de Cristal y Vidrio. Todos estos equipos y maquinaria fueron cuidadosamente ensayados, evaluados y utilizados en la práctica.

(14 figs.)

73/1/125

**Proyectos sobre los canales de producción del vidrio flotado en Checoslovaquia.**

J. HRUBY, *Sklar Keram. (CH)*, 21, (1971), 8, 201-203 (ch).

Se presenta en este artículo una detallada información sobre la realización más importante llevada a cabo por la industria vidriera en Checoslovaquia. La puesta a punto de equipo y material importado del extranjero con licencia de explotación de vidrio flotado y su repercusión fundamentalmente en el plan cronológico de la construcción.

(6 figs.)

73/1/126

**Desarrollo técnico en los proyectos de las vidrierías para la fabricación de vidrio hueco.**

E. SOTOLOVA, *Sklar Keram. (CH)*, 21 (1971), 8, 209-210 (ch).

Se presenta en este artículo una breve revisión sobre los principales cambios que han tenido lugar en las vidrierías en la fabricación de vidrio hueco durante 10 años. El artículo proporciona un análisis profundo sobre un plan tecnológico ideado por el autor incluido dentro del proyecto general.

(3 figs.)

73/1/127

**Estudios sobre la organización de la producción de botellas de peso ligero.**

I. I. MOROZ, B. S. KIRSHNER y A. I. SHUKHAT, *Steklo Keram. (URSS)*, 28, (1971), 2, 78-82 (i).

Uno de los caminos más adecuados para aumentar el factor de utilización del vidrio fundido en las máquinas de moldeado y disminuir el consumo de materias primas en la producción de vidrio es reducir el peso de los artículos. En el presente trabajo se lleva a cabo un estudio muy completo sobre los problemas que la reducción del peso de los artículos crea en los procesos de fabricación, desde que comienza la fusión del vidrio hasta su moldeado. Se hace especial hincapié en el parámetro siguiente; la distribución más o menos uniforme de la temperatura en todas las zonas de horno balsa y sus efectos sobre el peso del artículo y por lo tanto la viscosidad del vidrio y su influencia sobre el espesor de las paredes de la botella fabricada, es asimismo importante un adecuado diseño de los moldes, para obtener la máxima uniformidad de los procesos que tienen lugar en el vidrio durante el moldeado.

(7 figs., 1 tabla, 1 ref.)

73/1/128

**El desarrollo de la producción de vidrio FOAM.**

J. MALEZAK, *Sklar Keram. (CH)*, 21, (1971), 9, 232-233 (ch).

Se lleva a cabo en este artículo la descripción de la actual producción de vidrio FOAM utilizando el método convencional de los moldes de metal y el desarrollo de métodos más modernos empleando un transportador especial. El artículo se completa con un esquema del canal de producción continuo.

(1 fig.)

73/1/129

**Algunos aspectos de la producción de vidrio FOAM en la U.R.S.S. Los progresos de su tecnología.**

B. K. DEMIDOVIC y V. I. PILETSKII, *Steklo Keram.* (URSS), 28, (1971), 1, 30-33 (i).

En este artículo se revisan el estado actual en la Unión Soviética de la producción de vidrio FOAM, que dada sus especiales e interesantes características necesita un estudio sistemático y profundo de su producción, fabricación y comercialización.

Los autores presentan un detallado examen de la producción de dichos vidrios en las distintas factorías, de los diferentes tipos de hornos utilizados, materias primas, combustibles empleados, etc.

Se describen por último los problemas que tienen la industria del vidrio soviética en la fabricación de vidrio FOAM, y la puesta a punto de nuevos sistemas de producción a fin de resolver estas dificultades.

(4 tablas, 3 refs.)

## MATERIAS PRIMAS

73/1/130

**Arenas de cuarzo de Krepoljina para la fusión de vidrios.**

Z. ZADRIC, *Emaj. Keram. Staklo.* (YUG), 29, (1972), 3, 28-34 (y).

Se lleva a cabo en este trabajo el análisis químico y granulométrico de unas arenas cuarcíferas de Krepoljina, asimismo se realizan varios experimentos de fusión de las mencionadas arenas bajo condiciones industriales, y se citan los resultados de calidad y producción de los vidrios obtenidos. El autor concluye indicando que estas arenas cuarcíferas pueden ser utilizadas para vidrios coloreados. Si se separan algunos componentes nocivos de las arenas, pueden ser utilizados para decolorar diferentes tipos de vidrios.

(2 tablas)

## HORNOS, COMBUSTIBLES Y PROCESOS TERMICOS. FUSION Y AFINADO

73/1/131

**Rasorita en las reacciones de fusión del vidrio.**

C. CLARK-MONKS, *Glass Tech.* (GB), 13, (1972), 5, 138-140 (i).

Se estudia en el presente trabajo la influencia de la rasorita anhidra sobre el comportamiento a la fusión de un vidrio del sistema  $\text{SiO}_2\text{-CaO-Na}_2\text{O}$ .

La investigación se lleva a cabo utilizando principalmente el análisis térmico diferencial. Pequeñas adiciones de rasorita en la mezcla vitrificable facilita la formación de una fase vítrea a temperaturas inferiores a  $800^\circ\text{C}$ , mientras que la arena de sílice se va agregando progresivamente a dicha fase vítrea con objeto de que se disuelva, aunque esta etapa se lleva a cabo a temperaturas más elevadas.

(3 figs., 1 tabla, 3 refs.)

73/1/132

**Estudios sobre los procesos de formación de vidrio en los intervalos de temperatura  $1.400\text{-}1.700^\circ\text{C}$ .**

O. K. BOTVINKIN y T. B. ZHUSE, *Steklo Keram.* (URSS), 28, (1971), 1, 17-18 (i).

Se estudia en este trabajo los procesos de formación de vidrio por observación directa mediante una técnica microscópica adecuada. La velocidad de los procesos se estudió en el intervalo de temperaturas comprendido entre  $1.400\text{-}1.700^\circ\text{C}$ . La composición utilizada es un vidrio de ventana. Se determinó el tiempo que se tarda en completar la fusión de la mezcla vitrificable cuando los últimos granos de cuarzo desaparecen. A partir de los resultados obtenidos los autores indican que la aceleración de los procesos de formación de vidrio es máxima cuando la temperatura aumenta

de  $1.550^\circ$  a  $1.600^\circ\text{C}$ . A medida que aumenta la temperatura la velocidad de formación de vidrio no cambia significativamente.

(1 fig., 1 tabla, 3 refs.)

73/1/133

**La fusión de vidrio por un método combinado eléctrico-llama en el extranjero y en la industria nacional del vidrio.**

L. G. GEROIMENKOVA, *Steklo Keram.* (URSS), 28, (1971), 1, 25-29 (i).

El autor de este trabajo analiza profundamente el estado actual en el mundo de la fusión de vidrio mediante la utilización de hornos eléctricos, hornos combinados y hornos con calentamiento eléctrico adicional. Se revisan todos los tipos de hornos de estas características y se presentan los esquemas y diseños de los mismos, asimismo se dan a conocer los nuevos sistemas de fusión patentados.

Los resultados obtenidos mediante la fusión de diferentes tipos de vidrio por estos sistemas, son discutidos en función de la producción en toneladas/día de cada sistema.

(5 figs., 1 tabla)

73/1/134

**Una serie de cargadores de la mezcla vitrificable en hornos balsa para vidrio plano.**

J. PACAK, *Skalar Keram.* (CH), 21, (1971), 9, 234-235 (ch).

Se describen en este artículo los parámetros fundamentales de una serie de modelos de cargadores de mezcla vitrificable en hornos balsa para la fusión de vidrio plano, así como los principios de su funcionamiento.

(5 figs., 1 tabla)

73/1/135

**Desarrollo en los hornos de fusión para la producción manual de vidrio hueco y de bisutería.**

V. ZOULA, *Skalar Keram.* (CH), 21, (1971), 9, 236-240 (ch).

Se discute en el presente artículo el progreso alcanzado en los hornos de fusión para la producción manual de vidrio hueco y de bisutería. La tendencia es sustituir los procesos de la fabricación actual por una producción más efectiva y económica utilizando otros tipos de hornos balsa.

(8 figs., 3 tablas)

73/1/136

**Métodos de introducción de corriente eléctrica en el vidrio fundido y la elección de una fuente adecuada de alimentación.**

J. STARTL, *Skalar Keram.* (CH), 21, (1971), 9, 246-247 (ch).

Se discuten en este artículo los diferentes métodos de introducción de la corriente eléctrica en el vidrio fundido mediante la utilización de electrodos de molibdeno. Se expone la selección y adecuada utilización de las fuentes de alimentación.

(4 figs.)

73/1/137

**Algunas observaciones sobre la flexión de los electrodos de molibdeno horizontal en la fusión de vidrio.**

S. PIMPER, *Skalar Keram.* (CH), 21, (1971), 6, 141-148 (ch).

Se estudian en este artículo las variables físicas que pueden influir en la flexión y curvatura de los electrodos. Se presentan asimismo diagramas y fotografías de las secciones delgadas metalográficas y de los electrodos de molibdeno sometidos durante largos períodos a la acción del vidrio fundido. Se describe por último los esfuerzos que se están llevando a cabo hasta la fecha con objeto de resolver el problema de la flexión de los electrodos.

(17 figs., 8 tablas, 6 refs.)

**Efecto de la temperatura de fusión sobre la homogeneidad estructural del vidrio laminado.**

V. A. ZHELEZTSOV, L. G. BAIBURT, N. M. VAISFELD, B. G. VARSHAL, Y. S. BALSHOV y A. V. CHERNYSHOV, *Steklo Keram.* (URSS), 28, (1971), 1, 19-21 (i).

El fin del presente trabajo es poner a punto un método seguro y suficientemente objetivo y universal para determinar la homogeneidad estructural del vidrio durante la fusión. Para ello los autores utilizan la microscopía electrónica (con análisis estadístico de datos) y la medida de la fricción interna, que se llevó a cabo primero utilizando un péndulo de torsión de frecuencia 10 Hz y segundo mediante el estudio de la absorción y velocidad de propagación de las ondas ultrasonoras a frecuencias de hasta 5 M Hz. Los datos de microscopía electrónica indican que a medida que aumenta la temperatura de fusión, el tamaño de los elementos microheterogéneos se reducen considerablemente, el tamaño de las partículas en muestras fundidas a 1.610°C presentan variaciones muy pequeñas y se distribuyen muy uniformemente; por consiguiente el estudio de la microscopía electrónica indica que existe un aumento en la homogeneidad del vidrio con el incremento de la temperatura de fusión. Por otro lado la medida de la fricción interna demuestra que el módulo de elasticidad y el de cizalladura no depende de la temperatura de fusión. Las pequeñas variaciones del módulo de elasticidad se correlacionan perfectamente con la variación de la composición química del vidrio.

(4 figs., 2 tablas, 2 refs.)

**Costo de la fusión en los hornos-balsa con calentamiento transversal equipados con regeneradores y recuperadores.**

K. BECKER, *Glass Technol.* (GB), 13, (1972), 5, 145-147 (i).

La recuperación del calor no es hoy día esencial para obtener la temperatura de fusión deseada, sin embargo es normalmente práctico a la hora de mejorar el rendimiento del combustible (fuel). El nivel más económico de utilización de un combustible depende del capital invertido y del coste de la reparación de los recuperadores y regeneradores utilizados. Este costo aumenta rápidamente cuando la temperatura de precalentamiento se eleva y las condiciones más económicas raramente implican el máximo grado de recuperación de energía calorífica.

Se presentan algunos datos sobre el capital invertido y el costo del fuel para recuperadores y regeneradores de producción similar. Los autores demuestran según su propia experiencia que los hornos con recuperadores que utilizan aire precalentado a 400°C son más económicos que los regeneradores normales con una producción igual de 200 toneladas día.

(5 figs.)

**Funcionamiento de un horno-balsa. Operaciones bajo condiciones de temperaturas elevadas.**

Y. A. KNIJAZEV, A. I. MATVEEV, A. A. NAZPAIKO, A. I. BUTNYAKOV, N. A. PANKOVA y V. S. PAVLOV, *Steklo Keram.* (URSS), 28, (1971), 1, 22-24 (i).

Se describe en este artículo las características, dimensiones el tipo de regeneradores y de quemadores utilizados, capacidad y temperaturas máximas alcanzadas, los límites de producción y los equipos de los sistemas automáticos de control locales, de un nuevo horno balsa para la fabricación de láminas de vidrio. Asimismo se lleva a cabo un análisis profundo de su funcionamiento bajo condiciones operatorias a elevada temperatura. Los resultados obtenidos hasta la fecha permiten indicar que el horno produce vidrio de alta calidad. La homogeneidad química está dentro del intervalo 2-2,5° y la alta calidad superficial de la lámina de vidrio que está relacionada con su homogeneidad química. Por consiguiente, estos datos indican que el aumento de la temperatura de fusión y por lo tanto la conveniencia de diseñar un horno-balsa que trabaje a elevadas temperaturas, aumenta el rendimiento, producción y calidad del vidrio.

(2 figs., 1 tabla)

**Temperatura elevada de fusión de vidrio.**

K. T. BOUDAREV y V. V. POLLYAK, *Steklo Keram.* (URSS), 28, (1971), 1, 12-16 (i).

Se analiza en este artículo el estado actual de la fusión de vidrio comercial y sus problemas, bajo la base de que las temperaturas no demasiado altas de fusión traen como consecuencia el aumento de la duración de la fusión durante las campañas un mayor consumo de refractarios, combustible, y además la baja producción y calidad del vidrio.

Los autores describen nuevos métodos de fusión, haciendo especial hincapié en lograr una utilización adecuada de los combustibles para obtener así la temperatura de fusión más alta y una homogénea distribución de la energía calorífica en la masa vítrea.

Por último indican que para aumentar la duración de las campañas de los hornos balsa a temperaturas elevadas sería necesario desarrollar una variedad más amplia de refractarios de gran estabilidad.

(5 figs., 8 refs.)

**DEFECTOS****Análisis de burbujas en vidrio por cromatografía gaseosa.**

I. MAKINO, *J. Ceram. Soc. Jap.* (JAP), 79, (1971), 9, 312-315 (j).

La cromatografía gaseosa parece particularmente adecuada para el análisis de burbujas en vidrio.

El presente artículo describe los resultados obtenidos por el autor, el cual utiliza una célula de conductividad térmica como detector, una columna de triosilfosfato sobre Chromosorb W para la separación de CO<sub>2</sub>, SH<sub>2</sub>, SO<sub>2</sub>, y una columna de tamiz molecular 5A para el O<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, CO.

Con este apartado es posible separar y analizar en una operación los gases en una burbuja con el orden siguiente CO<sub>2</sub>, O<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, SO<sub>2</sub>, SH<sub>2</sub>, CO, en 25 minutos. El diámetro mínimo de la burbuja debe ser alrededor de 0,5 mm.

(9 figs., 1 tabla, 7 refs.)

**CONFORMADO DEL VIDRIO****Perforación de vidrio plano.**

V. KLEBSA y J. SIXTA, *Sklar Keram.* (CH), 21, (1971), 12, 308-311 (ch).

El presente artículo describe los métodos diferentes de perforación de vidrio plano. Los autores presentan un breve resumen sobre los métodos utilizados hasta la fecha, también llevan a cabo un minucioso examen sobre las diferentes tecnologías; es decir perforación mecánica y ultrasónica, así como técnicas eléctricas y fotoquímicas. Hacen especial hincapié en la perforación con taladradoras de diamante. Por último describen los equipos mecánicos utilizados en la perforación.

(10 figs., 1 tabla, 7 refs.)

**Influencia de los líquidos sobre los procesos de pulido en el vidrio.**

Z. VREBCEVIC, *Emaj. Keram. Staklo* (YUG), 29, (1972), 2, 1-9 (y).

El pulido de vidrios es un proceso físico-químico basado, en la acción de los diferentes abrasivos y el líquido sobre la superficie del vidrio. El papel del líquido en el proceso es muy importante. Se forma una capa superficial bajo la influencia del líquido de propiedades algo diferentes al vidrio base. Por lo cual esta capa posee una resistencia mecánica y una dureza más baja que el resto del vidrio. El espesor de la capa depende del tipo de vidrio y del líquido empleado. El líquido más utilizado es el agua; pero existen algunos electrolitos que son adicionados al agua como cloruro de hierro para acelerar el proceso del pulido. Los iones hierro son los que mejor resultado han dado. El autor describe los resultados obtenidos utilizando mezclas de diferentes electrolitos.

(3 figs., 12 tablas, 2 refs.)

**Revestimiento de moldes para el soplado de recipientes de vidrio.**

V. P. KHRAMKOV y L. I. KUZMETZOVA, *Steklo Keram.* (URSS), 28, (1971), 2, 85-87 (i).

La función del revestimiento de los moldes es la siguiente: una capa de carbón finamente dispersada rociada con agua; bajo la acción del vidrio fundido, crea una fase vapor, que protege la superficie del vidrio del contacto directo con el metal del molde. Los revestimientos preparados en las fábricas de vidrio incluyen los siguientes materiales, aceites naturales y sintéticos, aceites de oliva y linaza, zinc blanco, plomo rojo, resina, harina, polvo de corcho, carbón vegetal y polvo de grafito muy fino, etc.

A fin de determinar el efecto de cada constituyente del revestimiento (película base, material de revestido y el polvo del molde) y desarrollar la composición óptima con la resistencia más alta de trabajo, los autores estudian los siguientes apartados:

1. La influencia de la película base, la concentración del material empleado en el revestido y el polvo del molde (medio rociado) sobre la absorción del agua del recubrimiento.
2. La relación entre la absorción del agua del recubrimiento y su temperatura de unión.
3. La resistencia del recubrimiento en función de la temperatura.

Los resultados son discutidos y analizados cuidadosamente por los autores.

(3 figs., 1 tabla, 2 refs.)



HEBÖR

# Hebör Española, S. A.

YESOS ESPECIALES PARA LA INDUSTRIA CERAMICA

YESOS PARA MODELOS DUROS Y MOLDES DE MATRIZ EN LA INDUSTRIA CERAMICA

YESOS PARA MOLDES DE TRABAJO Y MODELOS EN LA INDUSTRIA CERAMICA

## HEBODUR

Especial para matricería

Resistencia a la compresión	600 Kg./cm <sup>2</sup>
Dureza "Brinell"	2.300 Kg./cm <sup>2</sup>
Dilatación máxima inferior a	0,1 %
Relación agua yeso	0,30 w

## EXADURO

Resistencias medias:

a la flexión	120 Kg./cm <sup>2</sup>
a la compresión	420 Kg./cm <sup>2</sup>
dureza "Brinell" mayor de	1.000 Kg./cm <sup>2</sup>
Relación agua yeso	0,40 w

## DURO-6

Resistencias medias:

a la flexión	100 Kg./cm <sup>2</sup>
a la compresión	320 Kg./cm <sup>2</sup>
dureza "Brinell" mayor de	800 Kg./cm <sup>2</sup>
Expansión de yeso en fraguado	3 mm./m.
Relación agua yeso	0,50 w

## DURO-9

Para la industria de la Porcelana sobre todo para moldes de torneado.

Resistencias medias:

a la flexión	80 Kg./cm <sup>2</sup>
a la compresión	250 Kg./cm <sup>2</sup>
dureza "Brinell"	600 Kg./cm <sup>2</sup>
Relación agua yeso	0,55 w

## ALAMO-70

Resistencias medias:

a la flexión	75 Kg./cm <sup>2</sup>
a la compresión	210 Kg./cm <sup>2</sup>
dureza "Brinell"	500 Kg./cm <sup>2</sup>
Relación agua yeso	0,60 w

## ALAMO-69

Resistencias medias:

a la flexión	69 Kg./cm <sup>2</sup>
a la compresión	190 Kg./cm <sup>2</sup>
dureza "Brinell"	360 Kg./cm <sup>2</sup>
Relación agua yeso	0,65 w

## ALAMO-50

Trabajos plásticos finos en ramo de estucados.

Placas para techos y paredes aislantes térmico-acústicos.

Modelos y moldes en ortopedia y odontología.

Resistencias medias:

a la flexión	60 Kg./cm <sup>2</sup>
a la compresión	180 Kg./cm <sup>2</sup>
dureza "Brinell"	320 Kg./cm <sup>2</sup>
Relación agua yeso	0,70 w

Todos nuestros productos tienen homologados sus residuos por normas DIN 0,99-1.171

HEBÖR ESPAÑOLA, S. A.

### FACTORIA

Quinto de Valderas - ARANJUEZ  
Teléfono: 294 12 84

### OFICINAS

Alfonso XII, 10 - MADRID  
Telfnos: 232 23 13 - 232 52 16

## VISITAS A FABRICAS INGLESAS DE REFRACTARIOS

Dentro de su programa de actividades, la Sección de Refractarios de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio ha organizado un viaje a Sheffield (Inglaterra), con el fin de visitar las fábricas de refractarios más importantes de aquella ciudad. Las fechas previstas para el mismo son las de 25-27 de abril de 1973.

## CURSO SOBRE INTRODUCCION A LA CIENCIA CERAMICA

La Universidad de Santiago de Compostela, en colaboración con el Ayuntamiento de Vigo, está preparando, dentro del ciclo de los cursos de verano, uno sobre Introducción a la Ciencia Cerámica, el cual tendrá lugar en Vigo en los locales de la Asociación de Investigaciones Metalúrgicas del Noroeste de España (AIME) bajo la dirección del Profesor Dr. A. Priegue.

La duración del curso será de una semana, con clases teóricas y prácticas. El programa y fecha de celebración será comunicado en breve.

## V CONGRESO-EXPOSICION ARGENTINO E INTERNACIONAL DE CERAMICA

Buenos Aires, 6-11 noviembre 1972

La Asociación Técnica Argentina de Cerámica (A. T. A. C.) acaba de celebrar el V Congreso-Exposición Argentino e Internacional de Cerámica que ha tenido lugar durante los días 6-11 de noviembre de 1972, en Buenos Aires bajo los auspicios del Ministerio de Industria y de Minas, de la Federación de la Industria Cerámica Argentina y de la Asociación de Fabricantes de Productos Refractarios.

El Congreso se desarrolló en el marco de los locales del Banco de la Nación, situado en el centro mismo de la ciudad, cerca del palacio del Gobierno.

La sesión inaugural estuvo presidida por el Excmo. señor Ministro de Industria y de Minas, Dr. Ernesto Parellada; Presidente del Banco de la Nación, Dr. Mario R. Nosiglia; Presidente del Congreso, M. M. José Eduardo Garcilaso; Presidente de



Un aspecto de la mesa presidencial en la sesión inaugural del Congreso.

A. T. A. C., Ingeniero D. Juan Carlos Buxton; Director del Departamento de Cerámica de la Universidad de Stafford-Shire, Dr. W. L. German; Secretario General de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, Dr. Salvador de Aza Pendás, e Ingeniero Principal de la Sociedad Francesa de Cerámica, M. Clement Blin.

El carácter de esta reunión fue eminentemente internacional, dada la diversidad de participantes de numerosos países latino-americanos, principalmente de Brasil, Bolivia, Chile, Colombia, Ecuador, Paraguay, Perú, Uruguay y Venezuela. Europa estuvo representada por Alemania, Inglaterra, Dinamarca, Francia, Italia, España y Suiza. También asistieron algunos representantes del Japón.

Más de 400 congresistas, 100 de los cuales eran extranjeros, han podido asistir a 40 conferencias sobre los temas más diversos en el campo de la cerámica fina, de la construcción y de refractarios. Todas ellas tuvieron lugar durante los tres días dedicados a reuniones técnicas, y se desarrollaron en un ambiente gratamente organizado y con traducción simultánea.

El programa de visitas a fábricas fue muy diverso y comprendía prácticamente todas las especialidades de la cerámica y del vidrio. En el mismo estaban incluidas las siguientes fábricas:

Porcelanas Lozadur, S. A.: vajillas de mesa y revestimientos de gres.

Porcelana Americana: vajillas de loza, porcelanas y porcelanas electrotécnicas.

Cartens, S. A.: vajillas de loza y artículos decorativos.

Cerámica San Lorenzo ICSA (Provincia de Santa Fé): baldosas.

Cattaneo y Cía. SAIC: baldosines de gres y semigrés.

Cerámica Alberdi, S. A.: ladrillos, tejas y baldosas.

Cerámica Juan Estefani: productos de tierra cocida para la construcción.

Loimar, S. A. (Provincia de Buenos Aires): ladrillos de construcción.

Ferrum, S. A. de Cerámica y Metalurgia, S. A.: artículos sanitarios así como esmaltes y pigmentos.

Kaiser Refractarios SAIC: productos refractarios diversos.

Ferro Enamel Argentina SAIC: pigmentos y esmaltes vitrificables.

Cristalerías Rigolleal.

Cristalerías Querandi.

Además también se visitaron una central eléctrica atómica y los laboratorios de investigación del INTI (Instituto Nacional de Tecnología Industrial) y del LEMIT (Laboratorios de Ensayos de Materiales y de Investigaciones Tecnológicas) en la provincia de Buenos Aires.

Es de resaltar que según la Asociación Técnica Argentina de Cerámica, el número de personas que ocupan estas industrias de una forma directa o indirecta es de 100.000. La producción total en vajillas es de 60 millones de piezas por año, de las que 15 millones son de porcelana.

En sanitario la producción total es de 200.000 artículos por mes, teniendo sólo la Ferrum una capacidad de 140.000 por mes.

En lo que se refiere a baldosas, las dos fábricas del grupo San Lorenzo tienen una capacidad global de 900.000 m<sup>2</sup>/mes. Para las baldosas de suelo, si consideramos el conjunto de los

diversos tipos, la producción global es de 500.000 m<sup>2</sup>/mes, de los cuales 300.000 m<sup>2</sup> son de grés.

La industria de refractarios fabrica los productos necesarios para el consumo nacional en siderurgia, cemento, vidriería, industria química, industrias metalúrgicas férreas y no férreas, aceros especiales, etc. e industria cerámica. Actualmente el material refractario utilizado es en un 95 % de fabricación nacional y representa 300.000 toneladas/año.

En lo que se refiere a ladrillos comunes, la producción se eleva a 1.400 millones de unidades por año, a la que hay que añadir la de ladrillos huecos que es del orden de 1.200.000 toneladas por año, y las tejas en sus diversos modelos alcanzan a 37 millones de piezas por año. Hemos de hacer notar la fábrica Loimar, enteramente automática, que puede ella sola fabricar del orden de 3 millones de ladrillos huecos de diferentes formatos, es decir, unas 8.000 toneladas por mes.

La creciente producción de material en Argentina no sólo queda restringida al dominio de las baldosas donde la fantasía se impone en los más diversos tamaños y modalidades, sino que también en lo que se refiere a vajilla de mesa esta producción creciente es muy considerable. Así, Porcelanas Lozadur que fabrica 2 millones de piezas de loza, 100.000 piezas metálicas esmaltadas y 500.000 piezas de porcelana por mes, o bien Porcelanas Verrano que producen 200.000 piezas de vajilla para hotel. Porcelana Americana fabrica igualmente del orden de 800.000 piezas de vajilla de loza y de metal esmaltado, así como 100.000 piezas de porcelana china por mes.

Por otra parte, las prospecciones geológicas, la puesta en explotación de yacimientos y el tratamiento de materias primas, ha llevado a la creación de la Sociedad Piedra Grande, una potente explotación minera, realizada gracias a la colaboración financiera de las más importantes industrias cerámicas del país.

Los numerosos visitantes de la Exposición, que abría sus puertas al mismo tiempo que el Congreso, han podido juzgar y constatar que los modelos exhibidos pueden competir decorosamente con los artículos de importación.

Estas realizaciones hacen honor a este gran país de América latina, en el que la evolución industrial procura sobreponerse a las fluctuaciones de la economía y de la política, y prosigue con éxito un crecimiento basado en sus esfuerzos personales. Estas son, a grandes rasgos, las actividades desarrolladas por la A. T. A. C. (Asociación Técnica Argentina de Cerámica), que, joven y dinámica, celebraba este año el 10.º aniversario de su existencia.

Su Presidente, M. José Eduardo Garcilaso, en su alocución de apertura de este V Congreso, dijo, entre otras cosas: «Nuestra responsabilidad es mayor conforme aumentamos la marcha hacia el progreso de nuestro país moderno, y deseamos por ello que sus concepciones tecnológicas y científicas sean igualmente modernas. Es cierto que tendremos que luchar seriamente para obtener los medios que nos permitirán conseguir los objetivos que nos hemos fijado. Pero es muy importante tener conciencia del hecho de que nuestros conocimientos y nuestra capacidad emprendedora representan el potencial que nuestro país desea que utilicemos para el bienestar común.»

## reuniones y conferencias

### COLOQUIO SOBRE CAOLINES

Las Secciones de Cerámica Blanca y Arte Cerámico de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, han organizado para los días 5 y 6 de abril en Valencia, coincidiendo con la Feria, el I Coloquio sobre Caolines.

La idea fundamental al organizar este Coloquio ha sido la de establecer un diálogo fructífero entre consumidores y productores de caolín para intentar lograr un suministro de esta importante materia prima lo más regular y constante posible.

Durante el Coloquio se darán las siguientes conferencias: «Distribución, tipología e interés económico de los caolines españoles», «Los caolines en la industria cerámica», y «Producción y comercialización de caolines».

Tras las conferencias se abrirá el coloquio bajo el tema «Estado actual de la producción de caolines en España», durante el cual los distintos suministradores expondrán el actual estado de sus yacimientos, ficha técnica de sus productos y proyectos futuros de sus instalaciones.

Tras el Coloquio celebrará sesión de trabajo la Sección de Cerámica Blanca de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio.

### «VII REUNION TECNICA DE LA SECCION DE REFRACTARIOS»

Marbella, 28-30 de mayo de 1973

La Sección de Refractarios de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, celebrará su VII Reunión Técnica durante los días 28-30 del próximo mes de mayo en los locales del Hotel Plaza Andalucía de Marbella.

El tema sobre el que versarán las distintas comunicaciones será el siguiente:

### «HORNO ELECTRICO DE ARCO»

La reserva de alojamiento puede efectuarse a través de la Agencia Marthe en Valencia, La Paz, 32, teléfono 217633. Dicha Agencia, por indicación de la Comisión Organizadora, ha hecho ya un cierto número de reservas en el Hotel anteriormente citado.

Para más información dirigirse a: Dr. D. Pedro Durán Botia, Secretario de la Sección de Refractarios, Instituto de Cerámica y Vidrio, Carretera de Valencia, Km. 24,300, Arganda del Rey (Madrid).

### XVI COLOQUIO INTERNACIONAL SOBRE REFRACTARIOS

Aquisgrán (Alemania) 1973

Bajo los auspicios de las tres entidades Institut für Gesteinshüttenkunde der RWTH Aachen, Forschungsinstitut der Feuerfest-Industrie Bonn; Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf, se celebrará en Aquisgrán los días 25 y 26 de octubre de 1973 el XVI Coloquio Internacional sobre Refractarios.

El tema general es: «Materiales refractarios de construcción para hornos eléctricos de fusión de aceros». El tema abarca todos los problemas que puedan presentarse en la fabricación y en el uso de materiales refractarios para hornos de arcos, de resistencia y de inducción.

Las personas que deseen presentar alguna comunicación deberán enviar su título, el nombre y la dirección de sus auto-

res, así como un resumen de la misma, con una extensión de dos a tres páginas a:

Institut für Gesteinshüttenkunde der RWTH Aachen  
D-5100 Aachen (Alemania)  
Mauerstrasse 5

No se admitirán comunicaciones cuyo texto haya sido anteriormente publicado o que hayan sido ya presentadas en círculos amplios. En el caso de que se anuncie un elevado número de comunicaciones y debido a la limitada duración de dos días del Coloquio, la Comisión Organizadora se verá obligada a proceder a una selección de las comunicaciones.

Los idiomas del Coloquio serán alemán, inglés y francés.

### XIII REUNION ANUAL DE LA SOCIEDAD ESPAÑOLA DE CERAMICA Y VIDRIO

Oviedo, 26-28 septiembre de 1973

La Sociedad Española de Cerámica y Vidrio celebra este año su XIII Reunión Anual. La misma tendrá lugar en Oviedo durante los días 26-28 de septiembre.

Los temas que se desarrollarán en dicha reunión versarán fundamentalmente sobre:

- I. Ciencia de los materiales cerámicos.
- II. Cerámica blanca.
- III. Refractarios y materiales cerámicos especiales.
- IV. Productos de arcilla.
- V. Arte cerámico.
- VI. Vidrios.

Para cualquier información sobre la misma dirigirse a:

Secretaría General de la  
Sociedad Española de Cerámica y Vidrio  
Carretera de Valencia, Km. 24,300  
Arganda del Rey (Madrid).

### XVII CONFERENCIA EUROPEA SOBRE PORCELANA

Organizada por la Sociedad Científica y Técnica Checoslovaca, en colaboración con la Sociedad de Silicatos y la Industria de la Porcelana de Checoslovaquia, se celebrará en Karlovy Varz (Carlsbad), durante los días 26 a 28 de septiembre próximo la XVII Conferencia Europea sobre Porcelana.

Los temas a tratar, por especialistas de los países europeos, estarán relacionados con la porcelana de mesa, electrotécnica, sanitaria y materias primas cerámicas. Las comunicaciones serán en francés, inglés, alemán, ruso y checoslovaco, mediante traducción simultánea.

Las personas interesadas deberán enviar antes del 15 de marzo un corto resumen del trabajo que desean presentar, y el texto completo a lo más tardar antes del 31 de mayo. La duración máxima de cada comunicación será de 20 minutos.

Dirigir la correspondencia a:

CSVTS, Dum technik  
Dipl. Ing. Milan Hampl  
Pobrezni 10  
303 40 Plzen, CSSR (Checoslovaquia)

### JORNADAS INTERNACIONALES DE ORGANIZACION CIENTIFICA

La Asociación de Personal Investigador del Consejo Superior de Investigaciones Científicas, en íntima y completa coordinación con las Embajadas de Estados Unidos de América, Francia, Gran Bretaña, Japón, República Federal Alemana y Suecia,

ha programado unas «Jornadas Internacionales de Organización Científica», que tendrán lugar en Madrid, del 11 al 14 de abril de 1973, bajo la Presidencia de Honor de Sus Altezas Reales los Príncipes de España y el patrocinio de varias Fundaciones, cuyos fines son el fomento de la cultura en general y de la ciencia en particular.

En el curso de las sesiones, un plantel de personalidades de fama internacional desarrollarán una serie de conferencias y ponencias, seguidas por treinta minutos de coloquio libre, con las cuales se iniciará por vez primera el estudio conjunto y comparativo de los distintos planes de organización científica establecidos en sus respectivos países, a la par que pondrán de manifiesto: de una parte, la experiencia que, adquirida en años de dura brega, les ha llevado a la vanguardia del progreso, y de otra, una rica variedad de temas y matices sobre los problemas que atañen a la investigación científica y a sus hombres.

La investigación científica es universal. Por ello, no escapa a la Comisión Organizadora de las Jornadas el gran interés y el calor con que habrían sido acogidas otras intervenciones de prestigiosos científicos procedentes de naciones no menos avanzadas y de representantes de entidades internacionales y nacionales preocupadas por el desarrollo de la ciencia; pero limitaciones de tiempo y la modestia de nuestra Asociación no han permitido alcanzar el límite soñado en un principio. No obstante, todos nos sentiríamos muy honrados si contásemos con observadores cuya autorizada voz pueda oírse en las discusiones abiertas.

Respecto a nuestro país, a España, el momento es oportuno. Son muchas las gentes que sienten inquietud por el porvenir de la investigación científica, pues saben de la importancia que esta actividad tan humana tiene en el desarrollo cultural, económico y social de los pueblos. Es también preocupación de los órganos rectores de amplios sectores estatales, culturales y económicos de nuestra casa, que entienden mejor lo que una buena investigación puede reportar. De aquí el Decreto 2.012/1971 («B. O. E.» de 23 de julio de 1971), que determinó la creación de las dos Comisiones de investigación: científico-básica, una, y científico-técnica, la otra, que han de dictaminar y preparar la nueva Ley de Investigación Científica.

La Asociación de Investigadores del C. S. I. C. ofrece su esfuerzo en la organización de estas Jornadas, en aras de la mejor consecución de la futura Ley, e invita muy cordialmente a que colaboren en ellas a quienes dentro de poco han de opinar y decidir: a las Autoridades del país, que tanto esperan que se investigue bien; a las Comisiones de Investigación, delegadas por la autoridad para el concienzudo estudio de lo más conveniente; a los señores Procuradores en Cortes, representantes del cuerpo social, para que con conocimiento de causa voten la Ley más propia, y a todos los hombres de buena voluntad que «tengan un interés común en el avance del conocimiento humano».

Las conferencias se celebrarán en el Palacio Nacional de Exposiciones y Congresos del Ministerio de Información y Turismo, Avda. del Generalísimo, 29, Madrid y estarán a cargo de las siguientes personalidades:

Profesor Philip H. Abelson. Presidente de la Carnegie Institution. Presidente de la American Geophysical Union y Editor de «Science»: «La Creación y la Aplicación del Saber».

Profesor Pierre Aigrain. Delegado General de Investigación Científica y Técnica de Francia: «Europa y la Ciencia».

Profesor Isidor I. Rabi. Emérito de la Universidad de Columbia. Premio Nobel de Física y Consejero Científico del Presidente Nixon: «La Ciencia y la Cultura».

Profesor Sir Harold Thompson. Catedrático de Química de la Universidad de Oxford. Presidente del Consejo Científico del British Council. Ex Vicepresidente y ex Secretario de la Royal Society de Londres: «Movilidad Internacional de la Ciencia».

# Venot-pia

Ibérica, S. A.

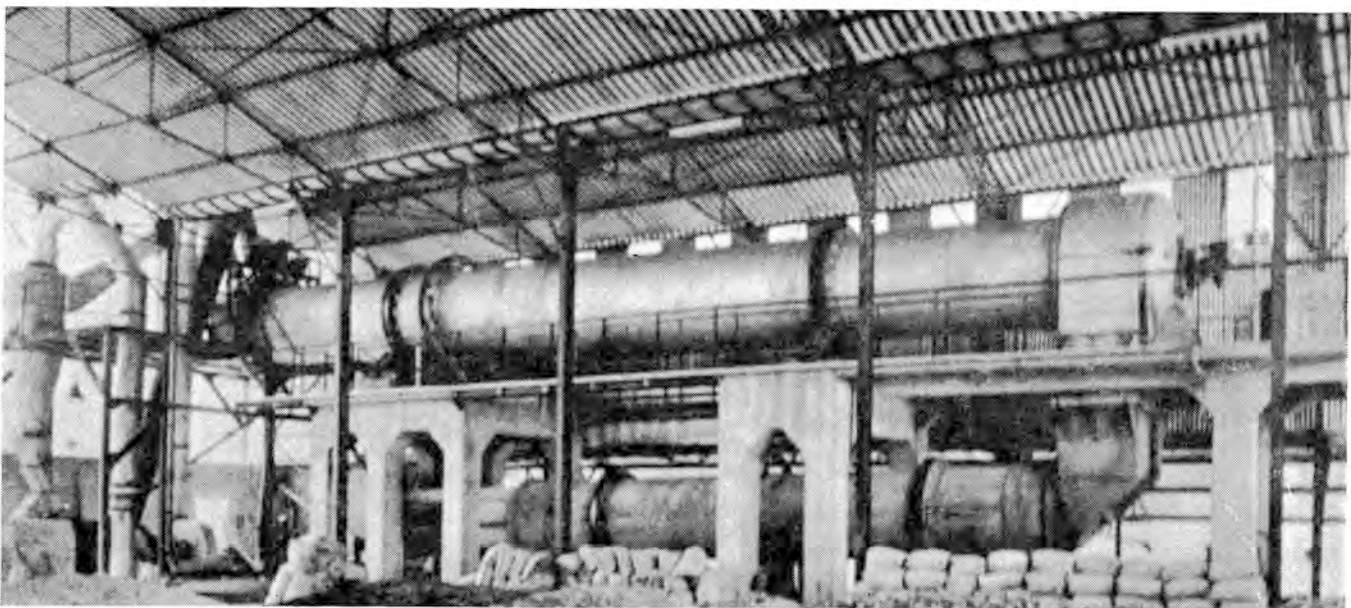
- CLASIFICACION DE CAOLIN
- DECANTADORES
- HIDROCICLONES
- SEPARADORES MAGNETICOS
- BOMBAS NEUMATICAS
- HORNOS ROTATIVOS CALCINADORES
- TROMMELS TAMIZADORES
- PREPARACION DE PASTAS CERAMICAS

\*\*\*\*\*

Para **Venot-pia** cada cliente es un caso específico y así es como lo trata

\*\*\*\*\*

AVDA. MENENDEZ PELAYO, 6 • MADRID-9 • TFNO. 275 32 00



Profesor Karl Wirtz, Director del Instituto de Neutrofísica y Técnica de Reactores. Karlsruhe. Presidente de la Sociedad Hispano Alemana de Colaboración Científica: «Nuevas Fuentes de Energía».

Ponencias:

Profesor Harvey Brooks. Decano de la División de Ingeniería y Física Aplicada de la Universidad de Harvard. Consejero Científico del Presidente Nixon: «El Lugar de la Ciencia en la Organización del Estado».

Profesor Gösta Ekspong. Catedrático de Física de la Universidad de Estocolmo: «La Organización de la Investigación Científica en Suecia».

Profesor Sir Brian Flowers. Presidente del Consejo Británico de Investigación Científica: «La Organización de la Investigación Científica en Gran Bretaña».

Profesor Kankuro Kaneshige. Catedrático de Tecnología de la Universidad de Tokyo. Miembro de la Conferencia para la Ciencia y la Técnica del Japón: «La Organización de la Investigación Científica en el Japón».

Dr. José Lladó Urrutia. Director General de Industrias Químicas y Presidente Adjunto del Consejo Superior de Investigaciones Científicas: «Investigación de Desarrollo».

Profesor Federico Mayor Zaragoza. Presidente en funciones del Consejo Superior de Investigaciones Científicas: «La Reestructuración de la Investigación Científica en España».

M. Philip Richer. Ministro Plenipotenciario Adjunto al Delegado General de Investigación Científica y Técnica de Francia: «La Organización de la Investigación Científica en Francia».

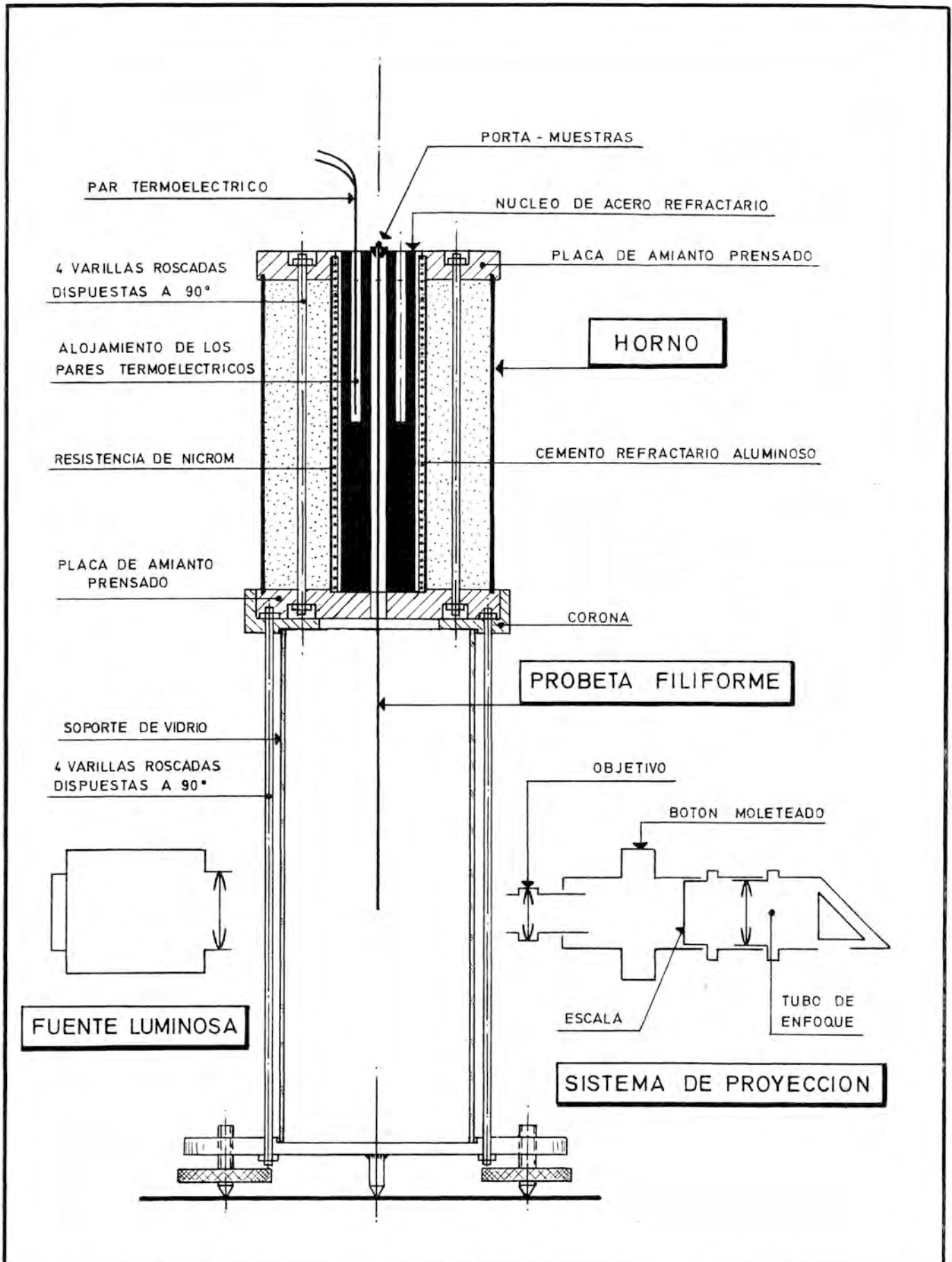
Profesor Julius Speer. Presidente de la Asociación Alemana de Investigación: «La Organización de la Investigación Científica en Alemania».

Dr. Alfredo Tiemblo Ramos. Investigador Científico del Instituto «Rocasolano». Miembro de la Asociación de Personal Investigador del Consejo Superior de Investigaciones Científicas: «Investigación Básica».

Los idiomas autorizados en el curso de las Jornadas serán español, inglés, francés y alemán, con traducción simultánea. La inscripción de participantes es libre y no se fija cuota.

Para información dirigirse a la Secretaría General, que tendrá su sede hasta el 9 de abril en el Instituto «Jaime Ferrán» de Microbiología, Joaquín Costa, 32, Madrid, y del 9 al 14 de abril en el Palacio Nacional de Exposiciones y Congresos, Avenida del Generalísimo, 29, Madrid.

NORMA ESPAÑOLA	Ensayos de vidrio  DETERMINACION DE LA TEMPERATURA DE REBLANDECIMIENTO (PUNTO DE LITTLETON)	Propuesta UNE 43-701-73
<p><b>1. Objeto</b></p> <p>Esta Norma tiene por objeto describir el método de determinación de la temperatura de reblandecimiento de los vidrios y establecer las condiciones experimentales para su realización. Se trata de un ensayo sencillo y orientativo.</p> <p><b>2. Definición</b></p> <p>La temperatura de reblandecimiento se define como aquella a la cual una probeta filiforme de vidrio, de 0,50 a 0,70 mm de diámetro y 230 mm de longitud, experimenta bajo su propio peso un alargamiento de 1 mm por minuto cuando, suspendida verticalmente, se calienta en una zona de 10 cm de su parte superior, en un horno de características específicas, a una velocidad aproximada de 5° C por minuto.</p> <p>A un vidrio de densidad 2,5 g/cm<sup>3</sup> le corresponde a esta temperatura una viscosidad de 10<sup>7,6</sup> poises.</p> <p><b>3. Aparatos necesarios</b></p> <p>Para la realización de este ensayo se requieren los aparatos siguientes:</p> <p><b>3.1. HORNO</b></p> <p>Estará construido de acuerdo con el esquema representado en la figura 1 y constará de los siguientes elementos principales:</p> <ol style="list-style-type: none"> <li>a) Un tubo de acero refractario de 100 mm de longitud, 28,5 mm de diámetro exterior y 5,5 de diámetro interior. Este tubo presentará además dos perforaciones cilíndricas longitudinales, de 5,5 mm de diámetro y 50 mm de profundidad, centradas con respecto al espesor de su pared y simétricamente dispuestas con relación al eje del tubo, destinadas a recibir sendos pares termoelectrónicos.</li> <li>b) Una resistencia eléctrica de unos 20 ohmios constituida por 55 espiras de hilo de nicrom V n.º 20.</li> <li>c) Una protección aislante de mica doble entre la resistencia y el tubo de acero.</li> <li>d) Una envoltura de cemento refractario aluminoso sobre la resistencia.</li> <li>e) Una carcasa cilíndrica de unos 20 mm de espesor, de chapa metálica, rellena de kieselgur u otro aislante térmico y cerrada en sus extremos por dos discos de fibrocemento o material similar ajustados al tubo de acero central.</li> <li>f) Un soporte de la varilla consistente en una placa provista de una perforación de 0,8 mm de diámetro centrada con respecto al eje del tubo.</li> </ol> <p><b>3.2. SOPORTE</b></p> <p>Consistirá en una corona que sirva de base al horno y que permita el paso a su través de la parte inferior de la probeta de vidrio. Esta corona estará sustentada por un sistema rígido unido a una plataforma nivelable apoyada sobre tres puntos, uno de ellos fijo y los otros dos constituidos por tornillos regulables.</p> <p>Para evitar oscilaciones de la probeta de vidrio, debidas a posibles corrientes de aire durante la medida, es aconsejable que el espacio comprendido entre la base del horno y la plataforma quede aislado del exterior mediante una carcasa provista de dos ventanas transparentes, dispuestas diametralmente, para la iluminación y observación de la probeta.</p> <p style="text-align: right;"><i>(Continúa)</i></p>		
<p>Esta propuesta de Norma queda sometida a información pública hasta el 31 de mayo de 1973.</p>		



APARATO DE MEDIDA DEL PUNTO DE REBLANDECIMIENTO

FIG.-1

### 3.3. SISTEMA DE ELEVACIÓN DE TEMPERATURA

Será apto cualquier dispositivo que permita una elevación uniforme de la temperatura a una velocidad de 4 a 6° C por minuto. Es recomendable un autotransformador regulable de modo continuo.

### 3.4. SISTEMA DE MEDIDA DE LA TEMPERATURA

Deberá permitir una precisión de  $\pm 0,2^\circ \text{C}$  y se aconseja el uso de par termoeléctrico calibrado, potenciómetro calibrado y dispositivo para mantener a  $0^\circ \text{C}$  la soldadura fría del par termoeléctrico.

### 3.5. SISTEMA DE MEDIDA DEL ALARGAMIENTO DE LA VARILLA

Deberá permitir una precisión de 0,05 mm.

Podrá utilizarse un catetómetro: un dispositivo que proyecte sobre una escala graduada la imagen del extremo de la probeta y un anteojo, cuyo ocular vaya provisto de una escala graduada.

## 4. Preparación de las probetas de ensayo

Las probetas empleadas en la realización del ensayo deberán presentar las siguientes características:

- a) Ser cilíndricas.
- b) Estar exentas de cualquier tipo de inclusiones y heterogeneidades.
- c) Tener un diámetro comprendido entre 0,50 y 0,70 mm.
- d) No presentar variaciones de su diámetro superiores a 0,02 mm en toda su longitud.
- e) Tener una longitud de  $230 \pm 1$  mm sin incluir el ensanchamiento esferoidal que servirá de tope en uno de sus extremos.

## 5. Método operatorio

A fin de conseguir una distribución térmica uniforme del horno, éste se calienta hasta unos  $30^\circ \text{C}$  por encima de la temperatura de reblandecimiento supuesta, y seguidamente se enfría hasta unos  $50^\circ \text{C}$  por debajo de la misma.

Se introduce la probeta en el horno, enfilándola por el orificio de la pieza porta-muestras, de la cual queda suspendida verticalmente gracias al abultamiento esferoidal de su extremo superior. Hay que cuidar que quede bien centrada, y que no roce las paredes del horno. Este se nivela, si es necesario, mediante los tornillos de nivelación.

A continuación se eleva la temperatura del horno a la velocidad de 4 a  $6^\circ \text{C}$  por minuto y se observa el extremo inferior de la probeta y cuando se alcanza la velocidad de alargamiento aproximadamente de 0,1 mm por minuto se procede a anotar los incrementos de longitud. Cada 15 segundos se hace alternativamente una lectura del alargamiento y otra de la temperatura.

Cuando el alargamiento sea superior a 0,6 mm en el intervalo de medio minuto, se retira la varilla del horno.

## 6. Cálculo de los resultados

La determinación de la temperatura a la cual corresponde un alargamiento de 1 mm por minuto puede efectuarse por cualquier procedimiento adecuado. Se recomienda uno de los dos métodos gráficos siguientes:

- a) Los valores obtenidos se representan en papel semilogarítmico: en el eje de ordenadas se toman, expresados en milímetros, los incrementos parciales de longitud. Cada incremento parcial es la diferencia de las longitudes correspondientes a dos medidas consecutivas, realizadas cada 0,5 minutos. En el eje de abscisas se representa la fuerza electromotriz en milivoltios leída en el potenciómetro. A continuación se traza la recta media definida por estos puntos. El punto de reblandecimiento, en milivoltios, es la abscisa que corresponde a la ordenada 0,5 mm.
- b) Los valores obtenidos se representan en papel milimetrado. En un eje se toman los incrementos de longitud expresados en milímetros, y en el otro eje el tiempo en minutos, tomando para ambas unidades el mismo módulo de longitud.

(Continúa)

El punto de tangencia de la recta de 45° de pendiente con la curva definida por estos puntos determina el tiempo en que se alcanza el alargamiento de 1 mm por minuto. La temperatura en ese momento corresponde a la temperatura de reblandecimiento.

En ambos métodos, una vez corregidos los posibles errores debidos al par termoelectrónico y al potenciómetro, se transforma la fuerza electromotriz leída en grados centígrados, de acuerdo con la correspondiente tabla de equivalencias para el par termoelectrónico y el potenciómetro utilizados. La temperatura así obtenida se corrige de acuerdo con el valor encontrado en la calibración del sistema mediante un vidrio patrón (\*).

El ensayo se realizará por triplicado y se calculará el valor medio aritmético de las tres temperaturas resultantes. Si éstas difieren en más de 3° C, se repetirá el ensayo completo.

## 7. Expresión de los resultados

El informe debe especificar:

- a) Designación del vidrio ensayado con todas las referencias necesarias para su identificación (procedencia, fabricante, datos de fabricación).
- b) Que el ensayo se ha realizado de acuerdo con la presente Norma.
- c) Incidencias y observaciones de interés producidas durante el ensayo que puedan tener influencia sobre el resultado.
- d) Valor medio de las tres determinaciones.

## 8. Correspondencia con otras Normas

Esta Norma concuerda esencialmente con las Normas A. S. T. M. C338-57 y NF B30-102.

---

(\*) Los vidrios-patrón para el tarado deberán proceder del Instituto de Cerámica y Vidrio, del Patronato «Juan de la Cierva».

NORMA ESPAÑOLA	<p style="text-align: center;"><b>Ensayos de vidrio</b></p> <p style="text-align: center;">DETERMINACION DEL COEFICIENTE DE DILATACION LINEAL</p>	<p style="text-align: center;">Propuesta UNE 43-702-73</p>
<p><b>1. Objeto</b></p> <p>La presente Norma tiene por objeto establecer un método para la determinación del coeficiente medio de dilatación lineal de un vidrio en estado elástico, dentro del intervalo de temperatura situado por debajo de la temperatura de recocido. Esta norma es aplicable a todos los tipos de vidrio.</p> <p><b>2. Definición</b></p> <p>El coeficiente medio de dilatación lineal <math>\alpha</math>, entre dos temperaturas, se define como el cociente de la variación de longitud, experimentada en dicho intervalo, referida a la unidad de longitud, por la correspondiente variación de temperatura:</p> $\alpha = \frac{1}{l_0} \frac{l_1 - l_0}{t_1 - t_0}$ <p>donde:</p> <p><math>l_0</math> = longitud inicial de la probeta a la temperatura <math>t_0</math>. <math>l_1</math> = longitud de la probeta a la temperatura <math>t_1</math>.</p> <p><b>3. Aparatos necesarios</b></p> <ol style="list-style-type: none"> <li>a) Sistema de medida que permita determinar la longitud de la probeta con un error máximo de 0,001 <math>l_0</math>.</li> <li>b) Dilatómetro que permita determinar la variación de longitud de la probeta con un error máximo de 0,00002 <math>l_0</math>.</li> <li>c) Horno que permita una constancia de temperatura de <math>\pm 2^\circ \text{C}</math> a lo largo de toda la longitud de la probeta.</li> <li>d) Sistema de medida de la temperatura (por ejemplo, un termoelemento) que permita determinar la temperatura de la probeta con una precisión de <math>\pm 2^\circ \text{C}</math>.</li> </ol> <p><b>4. Preparación de las probetas de ensayo</b></p> <p>La forma de las probetas dependerá en cada caso del sistema de sujeción del dilatómetro empleado. La longitud de las probetas deberá ser como mínimo de <math>5 \cdot 10^4</math> veces la precisión del sistema de medida de longitud del dilatómetro. En general, se suelen utilizar probetas de 50 mm de longitud y 5 mm de diámetro, o de 4 a 5 mm de lado. Las probetas deberán recocerse antes de realizar el ensayo, a fin de eliminar sus posibles tensiones internas. Para ello se calientan hasta unos <math>30^\circ \text{C}</math> por encima de su temperatura de transformación, se mantienen durante 10 minutos a esta temperatura y se dejan enfriar a una velocidad constante de <math>1^\circ \pm 0,2^\circ \text{C}</math> por minuto hasta unos <math>100^\circ \text{C}</math> por debajo de dicha temperatura de transformación. A partir de ese momento, el enfriamiento puede realizarse con mayor rapidez.</p> <p><b>5. Método operatorio</b></p> <p>La longitud inicial <math>l_0</math> de la probeta se determina a la temperatura ambiente con una precisión de <math>\pm 0,001 l_0</math>, referida a la medida <math>l_0</math> en milímetros. La variación de longitud de la probeta se mide, siempre que lo permita el tipo de vidrio, entre la temperatura ambiente y <math>300^\circ \text{C}</math>. Si ello no fuera posible, la medida se lleva a cabo hasta otra temperatura inferior. Todas las temperaturas y las diferencias de temperatura se determinan con una precisión de <math>\pm 2^\circ \text{C}</math>.</p> <p style="text-align: right;"><i>(Continúa)</i></p>		
<p>Esta propuesta de Norma queda sometida a información pública hasta el 31 de mayo de 1973.</p>		

### 5.1. ENSAYO ESTÁTICO

Después de efectuar la lectura inicial del indicador del dilatómetro a la temperatura ambiente  $t_0$ , se calienta la probeta hasta una temperatura de  $300^\circ \pm 10^\circ \text{C}$  (o, en su caso, hasta la temperatura elegida), la cual se mantiene durante 20 minutos con una constancia de  $\pm 2^\circ \text{C}$ .

Transcurrido este tiempo, se efectúa una segunda lectura del indicador del dilatómetro, que corresponde a la variación de longitud  $l_1 - l_0$  experimentada por la probeta durante su calentamiento.

### 5.2. ENSAYO DINÁMICO

Después de efectuar la lectura inicial del indicador del dilatómetro a la temperatura ambiente  $t_0$ , se calienta la probeta a una velocidad constante de  $5^\circ \text{C}$  por minuto, hasta la temperatura de  $300^\circ \pm 10^\circ \text{C}$  (o, en su caso, hasta la temperatura elegida). En ese momento se efectúa una segunda lectura del indicador del dilatómetro, que corresponde a la variación de longitud  $l_1 - l_0$  experimentada por la probeta durante su calentamiento.

## 6. Cálculo de los resultados

- a) El coeficiente medio de dilatación lineal entre las temperaturas  $t_0$  y  $t_1$  se calcula mediante la expresión:

$$\alpha = \frac{1}{l_0} \frac{l_1 - l_0}{t_1 - t_0}$$

siendo:

$l_0$  = longitud en milímetros de la probeta a la temperatura ambiente  $t_0$ .

$l_1$  = longitud en milímetros de la probeta a la temperatura  $t_1$ .

- b) Si el ensayo se lleva a cabo mediante un dilatómetro diferencial, en el que las variaciones dimensionales del soporte de la probeta y de su sistema de transmisión afecten a la dilatación de ésta, debe introducirse en la expresión indicada en a) un término de corrección  $\alpha_c$ , que corresponde al coeficiente de dilatación lineal de dicho soporte:

$$\alpha = \frac{1}{l_0} \frac{l_1 - l_0}{t_1 - t_0} + \alpha_c$$

Para un vidrio de sílice vítrea pura es:

$$\alpha_c \cdot (20 - 100^\circ \text{C}) = 0,5 \cdot 10^{-6} \text{ (}^\circ\text{C}^{-1}\text{)}$$

$$\alpha_c \cdot (20 - 200^\circ \text{C}) = 0,6 \cdot 10^{-6} \text{ (}^\circ\text{C}^{-1}\text{)}$$

$$\alpha_c \cdot (20 - 300^\circ \text{C}) = 0,6 \cdot 10^{-6} \text{ (}^\circ\text{C}^{-1}\text{)}$$

## 7. Expresión de los resultados:

En el informe deberá especificarse:

- Tipo, designación y forma de recepción del vidrio.
- Forma, longitud y número de probetas.
- Tipo de dilatómetro empleado.
- Si el ensayo se ha llevado a cabo por el procedimiento estático o por el dinámico.
- Coefficiente medio de dilatación lineal entre  $20^\circ$  y  $300^\circ \text{C}$  expresado en  $10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ .
- Intervalo de temperatura en que se ha llevado a cabo la medida, si aquél no fuera el comprendido entre  $20^\circ$  y  $300^\circ \text{C}$ .
- El valor de  $\alpha$  con una precisión de dos cifras significativas si:

$$\alpha < 10 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$$

y de tres cifras significativas si:

$$\alpha \geq 10 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$$

## 8. Correspondencia con otras Normas

Esta Norma concuerda esencialmente con las Normas DIN 52328 (enero 1961) y NF B 30-103 (mayo 1968).

# Normas para la presentación de originales en el Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio

---

Con objeto de unificar la forma de presentación de originales, y en evitación de eventuales retrasos en su publicación, se ruega a los autores que se atengan a las siguientes normas:

## 1. PRESENTACION

Los originales se enviarán a la **Redacción del Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio**, carretera de Madrid-Valencia, Km. 24,300, Arganda del Rey (Madrid).

## 2. TITULO

El título deberá ser lo más conciso posible y reflejar con la mayor precisión el contenido del trabajo. En el caso de que el trabajo hubiera de publicarse en varias partes, cada una de ellas deberá ir precedida de un subtítulo adicional.

## 3. AUTORES

Debajo del título se indicará el nombre y apellidos del autor o autores y el nombre del Centro donde se haya realizado el trabajo.

Al pie de la primera página deberá indicarse la fecha de envío del original, el título académico de los autores y el nombre y dirección del Centro donde trabajan en esa fecha.

## 4. RESUMEN

El texto deberá ir precedido de un breve resumen, de una extensión máxima de 200 palabras, que refleje la mayor concisión y claridad el propósito del trabajo, el método operatorio empleado y los resultados obtenidos.

Es deseable que este resumen se acompañe de su traducción en inglés, francés y alemán.

## 5. TEXTO

El texto deberá presentarse en español, mecanografiado a doble espacio por una sola cara, ajustándose en lo posible al tamaño de 21 por 29,7 cm. (UNE-A4), con un margen lateral izquierdo de 2 a 3 cm.

Se procurará que su extensión total no exceda normalmente de 25 páginas del formato indicado. En caso de que excediera de esta extensión, el trabajo deberá dividirse en dos o más partes.

Para facilitar su comprensión y ordenar su exposición, el texto se dividirá en apartados lógicos con un breve epígrafe precedido de su número de orden en caracteres arábigos. Dentro de cada apartado se establecerán las

subdivisiones necesarias para una clara sistemática expositiva, como indica el siguiente ejemplo:

### 1. INTRODUCCION.

### 2. PARTE EXPERIMENTAL.

#### 2.1. IDENTIFICACION DE LAS MATERIAS PRIMAS.

2.1.1. Análisis químico

2.1.2. Análisis térmicos, etc.

La redacción deberá ser lo más concisa posible evitando descripciones innecesarias y detalles experimentales superfluos. Se evitará asimismo la explicación de procedimientos ya descritos en otros trabajos, a los que el autor deberá limitarse a remitir mediante la correspondiente cita bibliográfica.

A fin de dar un carácter objetivo a la exposición, el texto deberá redactarse en forma impersonal evitando locuciones en primera persona.

El empleo de símbolos, abreviaturas de magnitudes físicas y unidades deberá ajustarse a la norma UNE 5002.

## 6. TABLAS, GRAFICAS Y FOTOGRAFICAS

Las tablas y figuras (gráficas y fotografías) deberán ajustarse, en cada caso, a la extensión y a los requerimientos del trabajo, procurando, sin embargo, reducir su número al mínimo indispensable.

Siempre que no redunde en perjuicio de su claridad se recomienda la yuxtaposición de curvas que puedan referirse al mismo sistema de representación.

Salvo casos excepcionales no deberán emplearse simultáneamente tablas y gráficas para representar los mismos resultados.

Las tablas deberán numerarse en su cabecera con caracteres romanos e ir provistos de un breve título. Se presentarán en hojas separadas reunidas al final del texto.

Las figuras (gráficas y fotografías) se numerarán correlativamente de acuerdo con su cita en el texto. Los pies de todas las figuras deberán ser por sí solos suficientemente aclaratorios de la representación a que se refieren. Precedidos de su correspondiente número, se reunirán en una hoja aparte que se incluirá, junto con las tablas, al final del texto.

Tanto las tablas como las figuras deberán citarse expresamente en el texto, no incluyéndose aquéllas a las que no se hiciera referencia directa.

El autor indicará en el margen del texto el lugar aproximado en que desee se intercale cada tabla y figura. El lugar definitivo de su inserción dependerá siempre de las exigencias de la composición tipográfica.

Las gráficas y dibujos se presentarán delineados en tinta china sobre papel vegetal y en hojas independientes. Los gráficos correspondientes a las inscripciones de los aparatos de registro (espectros y otros tipos de dia-

gramas) sólo deberán presentarse asimismo calcados en tinta china sobre papel vegetal.

La anchura de las figuras en la publicación será la correspondiente a una columna (7 cm.) y, en casos excepcionales, la de una doble columna (14 cm.).

Las figuras deberán ajustarse a dimensiones tales que la relación entre su anchura y su altura sea igual a 3/4.

El tamaño de la rotulación de las figuras deberá ser aproximadamente igual a 1/25 de la altura de la gráfica y nunca menor de 1/50.

Por ejemplo, si la figura está dibujada a tamaño 21 × 29,7 cm., se recomienda emplear una rotulación de unos 7 mm. de altura.

Cuando sea necesario diferenciar curvas representadas conjuntamente, deberán dibujarse en línea de trazo continuo, línea de trazos, línea de puntos y línea de trazo y punto.

La representación de los puntos experimentales deberá hacerse utilizando los símbolos ○ ● □ ■ △ ▲ ▽ ▼ por el orden de preferencia indicado.

El trazado de la curva deberá interrumpirse en las inmediaciones de cada símbolo, sin llegar nunca a cruzarlos, a fin de respetar la mayor claridad de la gráfica.

Las fotografías se enviarán en papel blanco y negro brillante de 13 × 18 cm.

Con el fin de permitir su identificación, cada gráfica o dibujo llevará anotado al margen (las fotografías, al dorso) su número correspondiente, el apellido del autor del trabajo y una abreviación de su título.

## 7. BIBLIOGRAFIA

Las referencias bibliográficas —lo mismo que las notas a pie de página— se numerarán correlativamente por orden de cita. Su número se indicará entre paréntesis, precedido del apellido del autor escrito en letras mayúsculas.

Toda la bibliografía citada se reunirá por orden correlativo en hoja independiente que se incluirá al final del texto. En el caso de revistas, cada cita debe incluir, por el orden siguiente, los datos que se indican a continuación: Inicial del nombre del autor, apellidos del autor (en mayúsculas), título del trabajo en su idioma original (en el caso de idiomas escritos con caracteres no latinos deberá sustituirse por su traducción española indicándose entre paréntesis en qué idioma fue escrito originalmente), abreviatura de la revista (según las abreviaciones internacionales empleadas por Chemical Abstracts), volumen, año (indicado entre paréntesis), número, página inicial y página final separadas por un guión.

*Ejemplos:*

D. P. H. HASSELMAN: Unified theory of thermal shock fracture initiation and crack propagation in brittle ceramic. *J. Amer. Cer. Soc.*, 52 (1969), 11, 600-604.

J. WHITE: Investigaciones recientes en materiales para altas temperaturas y sus repercusiones en el futuro de los refractarios. *Bol. Soc. Esp. Cerám. Vid.*, 11 (1972), 1, 11-31.

En el caso de libros deberá indicarse: inicial del nombre del autor, apellidos del autor (en mayúsculas), título original del libro, editorial, lugar de publicación, año de la edición, página.

*Ejemplo:*

G. W. MOREY: *The Properties of glass*. Edit. Reinhold Publish. Corp., New York, 1963, pág. 161.

En el caso de patentes se indicará: inicial del nombre del autor, apellidos del autor (en mayúsculas), nombre de la empresa registradora (entre paréntesis), título original de la patente, país, número, fecha (entre paréntesis).

*Ejemplo:*

E. W. BABCOCK y R. A. VASCIK: Libbey-Owens-Ford Glass Co. *Glass sheet suport frame*, USA, núm. 3.347.655 (17-X-1967).

## 8. PRUEBAS

Los autores recibirán las correspondientes pruebas de imprenta que deberán devolver corregidas en el plazo de una semana a partir de su recepción. Pasado este plazo, las correcciones serán realizadas por la redacción de este BOLETIN, declinándose toda responsabilidad sobre las erratas que involuntariamente pudieran quedar sin corregir.

No se admitirán en las pruebas de imprenta modificaciones con respecto al texto original recibido.

## 9. SEPARATAS

Los autores recibirán gratuitamente 25 separatas de su trabajo y un ejemplar del número en que aparezca publicado. Podrán recibir además, a su cargo, todas las separatas que deseen, siempre que su petición se haga constar en la primera página del original enviado.

## 10. ADMISION DE ORIGINALES

El Comité de Redacción examinará y juzgará todos los originales recibidos, devolviendo a sus autores los que no se ajusten al carácter del BOLETIN o a las presentes normas. En todo caso podrá solicitar al autor las modificaciones pertinentes sobre su texto original.

## 11. ORDEN DE PUBLICACION

El Comité de Redacción se reserva el establecimiento del orden de publicación de los trabajos recibidos.

## 12. DEVOLUCION DE ORIGINALES

Sólo se devolverán los originales que no sean publicados en el BOLETIN, excepto en el caso de que el autor lo solicite expresamente.