

| Materiales refractarios | Propuesta |
|---|--------------|
| ENSAYO DE RESISTENCIA PIROSCOPICA (REFRACTARIEDAD) | UNE 61042 |
| <p>1. Objeto</p> <p>Esta norma tiene por objeto describir el ensayo de resistencia piros-cópica (refractariedad) de los productos refractarios. La extensión de su utilización práctica depende de la disponibilidad de conos pirométricos apropiados.</p> <p>2. Definición</p> <p>El ensayo consiste en someter a temperaturas crecientes, probetas de material o de productos refractarios junto a conos pirométricos y comparar su comportamiento en las condiciones que se indican más adelante.</p> <p>Nota: Los conos pirométricos están fabricados con vista a determinar el efecto de la temperatura sobre materiales refractarios en función de su composición. Por consiguiente, el ensayo de refractariedad descrito más adelante, es valedero solamente en el caso de que se trate de estos materiales.</p> <p>3. Dispositivo para el ensayo</p> <p>3.1. HORNO VERTICAL U HORIZONTAL</p> <p>El horno vertical u horizontal a utilizar en este ensayo constará de una cámara cilíndrica con un diámetro útil de 80 mm. como mínimo o de una parte rectangular con una altura de 60 mm. y una anchura de 100 mm. como mínimo. El horno permitirá alcanzar la temperatura de ensayo según la velocidad especificada en el apartado 5.2.1. La atmósfera del horno no deberá tener acción reductora sobre los conos o sobre las probetas*.</p> <p>* Algunos hornos (por ejemplo el horno Tammann o ciertos tipos de hornos que utilizan oxígeno e hidrocarburos) no convienen a este ensayo por razón del alto contenido en gas reductor o en vapor de agua de su atmósfera. La atmósfera del horno no deberá tener acción sobre los conos o sobre las probetas.</p> <p style="text-align: right;"><i>Continúa</i></p> | |
| <p>Esta propuesta de Norma queda sometida a información pública hasta el 31 de agosto de 1971.</p> | |

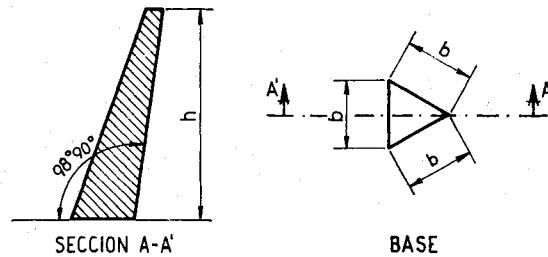


Fig. 1.- CONO PIROMETRICO

En las condiciones del ensayo, la diferencia de temperatura entre el punto más frío y el más caliente del espacio ocupado por la placa base, las probetas y los conos pirométricos no deberá ser superior a 10°C (aproximadamente la mitad de un número de cono pirométrico). La uniformidad de la temperatura será controlada de cuando en cuando (será controlada bien por medio de termopares o bien con la ayuda de conos pirométricos y pirómetros ópticos). En el caso de un horno de llama, los conos pirométricos y las probetas estarán protegidas de toda acción directa de las llamas y de las emanaciones de gas caliente.

3.2. CONOS PIROMÉTRICOS

Los conos pirométricos tendrán la forma de una pirámide triangular truncada, con las aristas rectilíneas como lo muestra la figura 1. Las temperaturas convencionales de caída a la velocidad de calentamiento especificada en el apartado 5.2.1. y en las condiciones de montaje especificadas en el apartado 5.1.1. deberán ser indicadas por los fabricantes.

3.3. SOPORTE DE LOS CONOS PIROMÉTRICOS Y DE LAS PROBETAS

El soporte de los conos pirométricos y de las probetas estará constituido, según el tipo de horno, por una placa rectangular o un disco de material refractario que tendrá las caras planas y paralelas; el soporte refractario y el cemento refractario utilizados no deberán tener acción sobre los conos pirométricos y sobre las probetas a la temperatura del ensayo.

Para evitar toda tendencia a una distribución irregular de la temperatura en el interior del horno, se deberá prever un movimiento re-

Continúa

lativo del soporte con relación a las paredes, por ejemplo, la rotación de este soporte durante el ensayo.

4. Probetas

4.1. Las probetas tendrán una forma geométrica parecida a la de los conos pirométricos y una altura igual o superior comprendida entre 20 ó 35 mm. La relación de la altura a la arista de la base será de $3,55 \pm 0,15$.

4.2. Las probetas serán preferentemente talladas en el caso de productos refractarios con o sin forma (apartados 4.2.1 y 4.2.2) y moldeadas en el caso en que no sea posible tallarlas.

4.2.1. Tallado de probetas para productos refractarios con forma (ladrillos, piezas con forma).

4.2.1.1. Las probetas serán cortadas directamente del material con una sierra y rectificadas a muela; la piel de los materiales deberá ser eliminada.

4.2.1.2. Es aconsejable tallar un prisma rectangular de alrededor de 15 mm. \times 15 mm. \times 40 mm. y, si el refractario tiene una textura gruesa o desmenuzable, impregnarlo con una resina apropiada con menos del 0,5 % de cenizas (por ejemplo, bálsamo del Canadá), a continuación, la pieza será cortada y rectificada.

4.2.2. Corte de probetas para materiales refractarios sin forma (refractarios plásticos, apisonados, cementos refractarios, hormigones refractarios, etc.).

Las probetas serán cortadas de piezas previamente formadas y cocidas, de acuerdo con las condiciones de utilización. La temperatura de cocción estará indicada en el proceso de descripción del ensayo.

4.2.3. Moldeo de probetas para productos refractarios con forma, materiales refractarios sin forma (por ejemplo, mezclas de refractarios plásticos y hormigones refractarios) y materias primas.

4.2.3.1. 50 gramos de una muestra molida (pasando al tamiz con

Continúa

una abertura de malla de 0,5 mm.) serán tomados y preparados según las normas generales de muestreo; el material extraído será molido en un mortero de ágata hasta que pase enteramente por el tamiz de una abertura de malla de $0,2 \pm 0,01$ mm., el tamizado será frecuente a fin de evitar un exceso de polvo fino. (La cantidad de material pasado por el tamiz de abertura de malla $0,1 \pm 0,005$ mm. deberá ser, en general, inferior al 50 %, salvo en el caso de que la materia prima recibida contenga un gran porcentaje de partículas finas).

4.2.3.2. El triturado y posterior molienda no deberán introducir elementos extraños. El material deberá ser cuidadosamente mezclado.

4.2.3.3. El polvo será amasado con agua, a la que, si el material es poco plástico, se añadirá un aglomerante orgánico con menos del 5 % de cenizas. Si el material reacciona con el agua, se utilizará otro líquido apropiado.

4.2.3.4. Las probetas se formarán en un molde apropiado. Las probetas preparadas a partir de materiales que sufran durante el calentamiento modificaciones considerables, deberán ser estabilizadas por cocción antes del ensayo de resistencia pirosfópica, en particular en el caso de las arcillas, las cuales deberán ser calcinadas a 1.000°C aproximadamente. Después de la calcinación, las probetas deberán estar de acuerdo con las indicaciones del apartado 4.1.

5. Método de ensayo

5.1. PREPARACIÓN DEL SOPORTE

5.1.1. Las probetas serán colocadas sobre el soporte y serán encuadradas con los conos pirométricos seleccionados, como se indica en el apartado 5.1.2. Los conos serán fijados con cemento refractario y dispuestos sobre un círculo en el caso de un soporte circular y sobre dos filas distantes 10 mm. en el caso de un soporte rectangular, dejando un espacio suficiente para dejar caer los conos libremente.

Las probetas y los conos pirométricos estarán fijados de tal forma que el ángulo formado con la vertical por la arista o la cara opuesta según el caso (la cara o la arista de los conos debe estar inclinada hacia afuera en la misma posición que la utilizada por el fabricante para

Continúa

el contraste de los conos patrón), sea de $8 \pm 1^\circ$ (ver figuras 2 y 3-. El conjunto completo será secado.

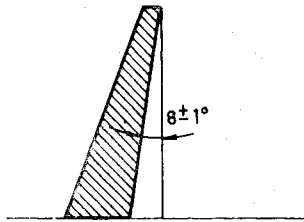


Fig. 2.- CONO PIROMETRICO

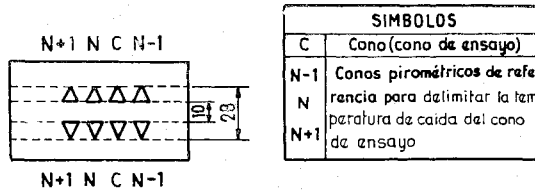
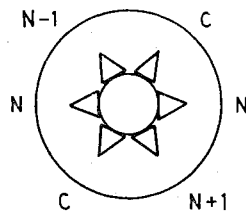


Fig. 3.- Ejemplos de posición de los conos

5.1.2. Los conos pirométricos a utilizar serán seleccionados de la siguiente forma: Además del cono pirométrico (o del par de conos pirométricos) cuyo número corresponde a la refractariedad probable del material, serán elegidos dos conos pirométricos de número inmediatamente inferior y superior; el número total de conos pirométricos será 4 ó 6.

Continúa

5.2. MÉTODO OPERATORIO

5.2.1. El soporte con los conos y las probetas estará colocado en la zona del horno donde la temperatura es uniforme. Se elevará la temperatura hasta unos 200° C por debajo de la temperatura de refractariedad probable del material en una hora y media o dos horas. Después, la temperatura deberá ser elevada a una velocidad media constante e igual a 2,5° C por minuto, de forma que en todo momento la diferencia entre la temperatura real y la curva teórica de subida de la temperatura será inferior a 10° C. Esta velocidad de 2,5° C por minuto corresponderá a un intervalo de tiempo de casi ocho minutos entre las caídas de dos conos pirométricos consecutivos.)

5.2.2. El calentamiento se detiene tan pronto como la punta de una de las probetas toma contacto con el soporte.

5.3. INTERPRETACIÓN DE LOS RESULTADOS

5.3.1. El soporte se retirará del horno y se anotará el número del cono pirométrico que cae de la misma manera que cada una de las probetas o los números de los dos conos pirométricos que se inclinan un poco más y un poco menos que estas probetas.

5.3.2. El ensayo se repetirá si una de las probetas o de los conos pirométricos no se inclinan normalmente o si la diferencia de caídas de las dos probetas es superior a la mitad de un número de cono pirométrico.

6. Expresión de los resultados

El índice de resistencia pirosfópica se expresará por el número del cono o de los conos pirométricos definidos en el apartado 5.3.1. Se anotará el origen de los conos pirométricos, así como el modo de preparación de la probeta cortada o moldeada.

Ejemplo: 32 (Sege) - probeta cortada.

Nota: En el caso de ensayos repetidos, todos los resultados serán anotados y no sólo su media.

7. Correspondencia

Esta norma se corresponde con el texto de la norma ISO núm. 567.

Carta al Director

COMENTARIOS A UNA CARTA SOBRE AGLOMERANTES FOSFATICOS

Mi distinguido amigo:

En el número 5 (Septiembre-Octubre) de 1970, de este Boletín, se inserta un carta al Director firmada por D. Carlos Romeu y Pecci, en la que se me alude directamente.

Me satisface el interés que dicho señor demuestra por la fabricación de refractarios con ligazón fosfática, aparte de que la bibliografía y algunos temas que apunta pueden ser de gran ayuda para el estudio de la misma.

¡Qué duda cabe de que a cualquier trabajo pueden ponérsele reparos y complementarlo con un estudio más detenido! La conferencia que se ha criticado era exclusivamente de divulgación, sin afanes científicos de alto nivel. Por ello, podría haber dado base a desarrollar muchos de sus puntos, labor totalmente imposible de hacer en el tiempo de que dispuse. Ha sido una verdadera lástima que no haya ocurrido ésto con la carta del Sr. Romeu, donde alusiones de tipo personal han hecho que no queden bien matizados algunos puntos que habría sido muy interesante señalar y que, en conjunto, resulte confusa. Además, el señor Romeu sabe que habría tenido mi colaboración para este trabajo.

En la carta que comentamos no se ha dado un enfoque correcto a la conferencia de San Sebastián (*), y los comentarios que en ella se hacen no son acertados. La finalidad de la conferencia era clara: Dar durante media hora a los fabricantes de refractarios, una visión, lo más amplia posible, de los ligantes fosfáticos y sus posibles utilizaciones. Probablemente, si el Sr. Romeu estuviera en el lugar de los fabricantes, pensando con nuestra mentalidad, no le habría parecido la conferencia tan desacertada, como le ha parecido «a posteriori».

(*) Bol. Soc. Esp. Cerám., Vol. 9 - N.º 3 - Mayo-Junio 1970.

Dentro de esta finalidad que he indicado, se buscó cuidadosamente una bibliografía —fácil de encontrar, sin carácter exhaustivo, pero utilizada normalmente por los fabricantes de refractarios—, que comprendiera el estudio de la mayor cantidad posible de materias primas que, generalmente, se emplean en nuestras fábricas.

En una segunda parte titulada «Teorías sobre las reacciones fosfáticas», se comentaban algunas reacciones con el ácido fosfórico, y al final se indicaba que podían emplearse como productos de ligazón, el fosfato ácido de aluminio o el fosfato de aluminio, explicando la reacción de formación de este último.

En la bibliografía citada podían estudiarse, con bastante amplitud, todas las opiniones sobre las reacciones fosfáticas.

En la tercera parte, se citaban casos prácticos de utilización, como pisés, gunitados, etc., todos realizados personalmente y que dan una idea, bastante amplia, de las posibilidades de los ligantes.

Aunque al Sr. Romeu le merezca un interés secundario, puedo decirle que el sistema de hacer grandes piezas de moldeo con ligazón fosfática, evitando los largos tiempos de secado, con gran ventaja económica en su fabricación, fue más interesante para muchos asistentes a la conferencia, que todas las teorías señaladas. Asimismo, la utilización en reparación de vagonetas de productos con ligazón fosfática permite, si está bien escogido el ligante, poder utilizar las chamotas de desecho, cosa que no ocurre, por ejemplo, en el caso de utilizar hormigones, con la consiguiente ventaja económica de importancia.

Quede, pues, bien claro que la conferencia tenía unos fines concretos, distintos de los que ha visto el Sr. Romeu, lo que se explica por el hecho de no ser este señor fabricante de refractarios. Estoy convencido de que, siendo muy respetables todas las opiniones, no tienen por qué coincidir las del fabricante de materias primas con las del investigador o las del fabricante de refractarios, aunque, sin duda, se complementan.

De la carta que comentamos, parece extraerse la conclusión de que la conferencia fue improvisada. Nada más lejos de la realidad. Precisamente, para conseguir un trabajo útil a los fabricantes de refractarios, el texto se pensó y corrigió varias veces, con vistas siempre a la finalidad que se perseguía.

Además, la mayor parte de las reacciones estudiadas se comprobaron en el laboratorio, e incluso algunas se repitieron varias veces, por lo que no me queda más remedio que reafirmarme en el título de la conferencia.

Indica el Sr. Romeu que le hubiera parecido más serio el trabajo si se indicaran granulometrías, presiones, análisis químicos, etc. Se siguió el criterio indicado por dos razones: la primera, porque en tal caso habríamos utilizado la media hora para analizar uno o dos productos y, la segunda, porque el fabricante de refractarios prefiere ideas generales que procura adaptar a las instala-

ciones que posee de cribas, prensas, secaderos y hornos. Estimé, además, que estos datos estaban ampliamente expuestos en la bibliografía estudiada.

Habíamos estado de acuerdo ambos si el trabajo hubiera sido de investigación, pero se pretendía otra cosa diferente, como creo que he demostrado. Nunca pensé dedicarme a la investigación pura, ni creo que ninguno de los varios trabajos que he publicado en los últimos años sea de este tipo. No obstante, en este caso, espero algún día poder presentar estudios más avanzados.

COMENTARIOS AL «OBJETO DE LA LIGAZÓN FOSFÁTICA»

Examinando la carta al Director que comento, encuentro un tono general poco claro.

Siempre he entendido que la ligazón fosfática (aceptando la definición que da el Sr. Romeu), puede producirse en una amplia gama de temperaturas, que oscilan desde la temperatura ambiente a otras muy elevadas (esto lo estamos realizando continuamente en la práctica). Por tanto, no puede darse la sensación de que haya sólo ligazón fosfática en frío y a temperaturas elevadas (con lo inciertas que son estas palabras) y conviene aclararlo.

Encuentro poco amplio también ceñirse sólo a los productos aluminosos, pues habría sido de gran interés citar una gama más extensa, como se hizo en San Sebastián, aunque allí se dio más amplitud a los aluminosos. Creo interesante citar los trabajos aparecidos últimamente de A. H. Foessel y W. S. Treffner (1), y los de este último y C. L. Venable (2), sobre la ligazón fosfática de básicos.

Creo también que los estudios realizados sobre la ligazón fosfática, son bastante más complejos de lo que pudiera deducirse al leer la carta que nos ocupa.

En ella se indica en el punto I, entre los objetos de la ligazón fosfática «*el obtener en frío piezas moldeadas*». Puede extenderse, a mi modo de ver, esta definición indicando como objeto «*obtener a bajas temperaturas piezas moldeadas cuya resistencia a la compresión sea similar a la de las piezas conformadas cocidas a altas temperaturas*». Estas bajas temperaturas, deben ser suficientes para conseguir una ligazón estable hasta su utilización, sin que se produzcan reacciones reversibles que hagan perder la resistencia mecánica.

Para que quede bien claro este punto pondré algunos ejemplos fácilmente comprensibles.

Supongamos que ligamos con ácido ortofosfórico un material sílico-aluminoso (con una parte de arcilla). Basta secar a unos 60° C para que aparezca una

dureza notable a esta temperatura. Este mismo refractario, con ciertas adiciones puede endurecerse, al cabo de cierto tiempo, a la temperatura ambiente (hablamos de endurecimiento, pero no de resistencia mecánica, que es muy baja).

Si ligáramos con ácido ortofosfórico bauxita de Guayana (granos y prensas normales de una fabricación), y secáramos a 140° C, obtendríamos resistencias mecánicas entre 350 y 400 Kg/cm². El material así ligado podría colocarse en un horno y llevar éste a la temperatura normal de funcionamiento.

Este material, dejado al aire con ambiente húmedo, pierde su resistencia con el tiempo totalmente, pudiéndose desmoronar las esquinas con la mano; pero si se hace un nuevo calentamiento, vuelve a recuperar su resistencia mecánica, aunque sea al cabo de dos o tres meses del primero.

La misma bauxita, ligada con ácido ortofosfórico y secada a 300° C, puede mantenerse bajo cubierta varios meses, y conserva una buena resistencia mecánica.

Si utilizásemos una chamota de 45 % de Al₂O₃, ligada con ácido ortofosfórico y secada a 300° C, obtendríamos piezas con resistencia mecánica superior a 450 Kg/cm². Estas probetas, introducidas en agua durante más de nueve días, no pierden la resistencia.

De todos los casos estudiados, sólo hay verdadera ligazón *en frío* cuando se obtiene a la temperatura ambiente. El resto de ejemplos se han producido a temperaturas más o menos elevadas, y en todas ellas se han obtenido productos de muy buena resistencia mecánica.

Además de este punto que hemos ampliado, están bastante claros los dos siguientes. Es muy importante también el punto III por las ventajas que pueden obtenerse en cuanto a materiales especiales, como indica el Sr. Romeu, no perdiendo nunca de vista todas las gamas de los refractarios y no sólo ciñéndonos a los aluminosos.

Según la carta que comento, «el empleo de la ligazón química para los usos descritos en el punto II, contrariamente a lo apuntado en San Sebastián, va en considerable aumento, habiéndose incrementado su consumo en Estados Unidos en un 111 %, valor en venta entre los años 1955 y 1965» (es interesante hacer notar que el Sr. Romeu se refiere en este apartado a «ligazón química» y no a «ligazón fosfática», que es la que se estudia). Este es un error fácilmente comprensible al no ser fabricante de refractarios, y que comentaremos después.

En la conferencia de San Sebastián se indicaba: «Nuestra opinión, en estos momentos, es que, al ser técnica de difícil aplicación, su utilización queda reducida a un campo limitado, sobre todo de masas de apisonado y enlucido, así como de gunitados, pero que resuelve problemas que es difícil solucionar con los procedimientos tradicionales. También puede ser muy interesante en los cementos».

El Sr. Romeu, se basa en un artículo de R. E. Birch (3), y dice en su carta: «el incremento de consumo en Estados Unidos en morteros ligantes aglomerados químicamente (el subrayado es mío), fue del 202 % entre 1954-1956 y 1965». Esta interpretación es totalmente errónea.

Las tablas de Birch, que reproducimos a continuación, coinciden en sus datos, con los totales dados por Norton en su libro «Refractories» (edición de 1968, pág. 6), basados en datos del «U. S. Department of Commerce». Los refractarios denominados «clay refractories» incluyen los equivalentes a sílico-aluminosos y alta alúmina, así como a los aislantes del mismo tipo. Los «non clay refractories» incluyen los refractarios de sílice, básicos y otros no aluminosos, así como los de alúmina y carburo de silicio.

Análogamente, los «non clay monoliths», que son los que cita Birch, incluyen morteros («heat-setting» y «air setting»), plásticos, hormigones, apisonados y otros varios productos —como mezclas proyectables— que no son aluminosos.

TABLE I
TEN YEARS OF REFRACTORIES SHIPMENTS

| TYPE | Value | | Per cent change |
|-----------------------------|-------------|----------|-----------------|
| | \$ Millions | | |
| | 1955 | 1965 | |
| Refractory brick and shapes | | | |
| Fireclay and silica | \$ 174.7 | \$ 146.4 | — 16 |
| High alumina | 15.4 | 40.7 | + 164 |
| Magnesite and mag-chrome | 32.1 | 98.9 | + 208 |
| Chrome and chrome-mag | 28.8 | 25.9 | — 10 |
| Insulating firebrick | 11.2 | 16.7 | + 49 |
| Miscellaneous types | 25.6 | 70.7 | + 176 |
| Totals | \$ 287.8 | \$ 399.3 | + 39 |
| Unshaped products | | | |
| Clay monoliths | \$ 26.5 | \$ 46.6 | + 76 |
| Nonclay monoliths | 37.9 | 80.0 | + 111 |
| Ground clay materials | 4.2 | 5.2 | + 24 |
| Basic hearth grain | 39.8 | 50.4 | + 27 |
| Totals | \$ 108.4 | \$ 182.2 | + 68 |
| Grand total for industry | \$ 396.2 | \$ 581.5 | + 47 |

Iron and Steel Engineer, October 1966

TABLE IV
SHIPMENTS OF UNSHAPED REFRACTORIES

| TYPE | Quantities shipped | | | Value | | |
|-------------------------------|--------------------|-------|-----------------|-------------|--------|-----------------|
| | Thousands of tons | | Per cent change | \$ Millions | | Per cent change |
| | 1954-56 | 1965 | | 1954-56 | 1965 | |
| Clay monoliths | | | | | | |
| A. Bonding mortars | 85.1 | 77.0 | — 8 | \$ 8.8 | \$ 9.1 | + 3 |
| B. Plastics and ramming mixes | 126.5 | 193.0 | + 53 | 8.3 | 17.7 | + 113 |
| C. Castables | 93.2 | 185.0 | + 99 | 8.6 | 19.8 | — 131 |
| | 304.8 | 455.0 | + 49 | 25.7 | 46.6 | + 81 |
| Nonclay monoliths | | | | | | |
| D. Bonding mortars | 90.9 | 274.7 | + 202 | 9.1 | 25.4 | + 179 |
| E. Plastics and ramming mixes | 162.5 | 196.1 | + 21 | 14.6 | 26.7 | + 83 |
| F. Castables | 4.4 | 25.1 | + 470 | 0.5 | 4.3 | + 760 |
| G. Misc. (including gun mix) | 159.7 | 293.0 | + 84 | 9.6 | 23.6 | + 59 |
| | 417.5 | 788.9 | + 89 | 33.8 | 80.0 | + 137 |

Iron and Steel Engineer, October 1966

En ningún sitio leemos que los morteros «nonclay» sean ligados químicamente. En este tipo de morteros «nonclay», se incluyen los de sílice, los de cromo-magnesita, etc., muchos de los cuales llevan un ligante arcilloso; otros de silicato y otros tipos distintos. (El ligante de silicato sí que es un ligante químico, pero no el arcilloso.)

En los «nonclay monoliths» se incluyen los hormigones de alúmina tabular, hormigones básicos, plásticos de cromo (fabricados con cromita y arcilla), etc.

Quede, pues, bien claro que la estadística en que se basa el Sr. Romeu no nos sirve en absoluto, ni siquiera para ver cuáles son los productos ligados químicamente, y menos los productos de ligazón fosfática.

Comentando el mismo artículo, se indica en la carta: «para el mismo período el incremento de consumo en las mezclas moldeables (pisés), fue del 470 % (comparación de tonelajes en ambos casos)». Lo que podemos ver en la tabla número 4, apartado F, que indica Birch son «castables». «Castable» es el término inglés equivalente al francés «béton réfractaire», y al español «hormigón refractario». La mezcla, por ejemplo, de cromita con cemento aluminoso es un producto de este tipo y, desde luego, no entra en la categoría de pisés (que son los equivalentes a «refractory ramming material»). Los equivalentes entre las palabras inglesas y francesas están tomados del extracto de la norma A. F. N. O. R. NF B 40-003 nov. 1966, publicado por el P. R. E.). Esto puede comprobarse también hojeando un catálogo de cualquier firma americana.

Los datos de consumo que se dan en la carta del Sr. Romeu para la zona de Valencia en tanto por ciento, no son tampoco indicativos. El porcentaje de refractarios fabricado con el producto que se indica, no llega al 1 por 1.000 del total de producción en la zona, y calculando que se mantuviera el incremento del 200 % anual se llegaría, al cabo de 5 años, a una producción equivalente al 3 % del total. Por ello, insisto en que veo difícil conseguir grandes tonelajes, aunque está claro que me gustaría estar equivocado, y que este porcentaje se incrementara, toda vez que supondría ventas más remuneradoras para la industria de los refractarios.

En el artículo citado en San Sebastián de S. R. Zamyatin y otros (5), puede leerse:

«Alumina materials containing phosphoric acid produce the strongest bonds. However, phosphate bonded products have not yet found extensive use».

Análogamente, en el artículo de F. S. Men'shchikov y otros (enero 1969) (5), puede leerse:

«Data is also available from many researches characterizing the physical-chemical properties of high alumina, corundum, and other materials containing

a phosphate bond, and showing promising use. However, in most investigations the quality of the resulting materials has been checked only in laboratory conditions».

Los subrayados son míos, pero puede comprobarse que otros autores opinan de esta misma forma.

COMENTARIOS AL «MECANISMO DE LA LIGAZÓN FOSFÁTICA»

En el epígrafe del Sr. Romeu titulado «Mecanismo de la ligazón fosfática», encuentro interesantes varios puntos de los que trata, pero hay otros con los que no estoy totalmente de acuerdo. Por ejemplo: se cita una explicación de T. Chvatal sobre la aglomeración fosfática que se produce:

- «a) Por reacción del ácido fosfórico o fosfatos ácidos con óxidos u otras sales a temperaturas normales o elevadas.
- b) Puramente por vía térmica por deshidratación de vidrios de metafosfato».

Esta definición que se da la encuentro algo incompleta, pues no se incluyen, por ejemplo, ligantes como el fosfato de aluminio trisustituido (trabajo de B. N. Bogomolov y V. M. Sergeeva (6). Y otras aglomeraciones fosfáticas por vía térmica distintas de la deshidratación de vidrios de metafosfato.

Es interesante señalar también que las reacciones de los fosfatos con las impurezas a alta temperatura, en algún tipo de refractario se cree puedan ser debidas a reacciones en estado sólido (7).

La cita de Kingery (8), que indica el Sr. Romeu, a mi modo de ver no es apropiada, pues toma únicamente los resultados de la tabla correspondiente a la parte del trabajo titulada «Cold-setting properties». En la página 240 de la revista que se cita y que contiene el trabajo, indica Kingery: «Aluminium, chromium, magnesium and zirconium oxides react chemically with phosphoric acid at 200° C to form a bonded material». Por tanto, creemos que la definición de Kingery entra totalmente en el apartado a), que indica el Sr. Romeu. En el trabajo de San Sebastián se leía (pág. 312 del Boletín de la S. E. C.): «La primera exposición completa sobre los ligantes fosfáticos se debe a W. D. Kingery. Comprobó a 200° C las reacciones...».

Los trabajos de L. B. Khoroshavin (9), sí que señalan reacción trabajando con alúmina triturada de 4 a 7 μ , según reconoce el Sr. Romeu, y se indicaba en el trabajo de San Sebastián. En cambio, «duda de que a los refractaristas les resulte económico o conveniente emplear materiales triturados a este tamaño».

Las reacciones entre los distintos granos de un refractario con los ligantes,

suponen un estudio complejo, ya que una parte puede tener partículas de los tamaños que citamos. Al menos para la alúmina, la finura media entre 4 y 7 μ es totalmente normal y fácil de encontrar en varios fabricantes. Uno de ellos, conocido mundialmente, y en su serie C-70, tiene alúminas con el 65 % inferior a 5 μ . Además, en el trabajo citado en San Sebastián de W. T. Bakker y J. G. Lindsay (10), puede estudiarse la mejora que supone en la fabricación de refractarios de alta alúmina la utilización de alúmina calcinada molida a tamaño entre 2 y 4 μ , por lo que se deduce que somos bastantes los interesados en trabajos con alúmina de las finuras que tratamos.

Insistiendo sobre la utilización de la alúmina molida, queremos señalar que el precio al que puede obtenerse no es muy superior al de una buena mullita o un buen corindón y que, por tanto, su utilización no parece que cree muchos problemas a los fabricantes de refractarios.

Por otra parte, el trabajo de A. H. Foessel y W. S. Treffner, que citamos en la bibliografía, comienza de la siguiente manera: «The rate of reaction between alumina and phosphoric acid to form aluminium phosphate can be controlled by proper choice of the reactivity of the alumina-bearing raw material».

En el último párrafo de la página 619 del Boletín (carta del Sr. Romeu), hay una cita interesante de los trabajos de L. S. Goljinko-Wolfson y L. G. Sudakas, sobre reacciones del ácido ortofosfórico con la alúmina, en donde se indica: «que entre 100° C y 400° C se consigue un fraguado a base de «largo tiempo» alcanzándose una resistencia a la compresión de 320 Kp/cm², pero esto no significa que haya habido reacción química, ya que el ácido ortofosfórico, que de por sí es bastante viscoso, pasa entre 213° C y 300° C a ácido pirofosfórico por desprendimiento de una molécula de agua. Este ácido pirofosfórico ya tiene tendencia a polimerizar y calentando se transforma entre 300° y 400° C en ácido metafosfórico, que es un vidrio duro. Este vidrio es probablemente el que sirve de matriz aglomerante y da lugar a las observaciones formuladas por L. S. Goljinko-Wolfson y L. G. Sudakas».

Este punto de vista, aunque es interesante, no da una idea clara, ya que, por lo pronto, no está de acuerdo con la reacción química que indica Kingery a 200° C, ni con los trabajos de Khoroshavin.

L. D. Tseilin (11), en su trabajo sobre reacciones del ácido ortofosfórico con los materiales sílico-aluminosos, indica que entre 316 y 427° C se forma ortofosfato de aluminio, que es uno de los causantes del endurecimiento. Lo mismo opina W. H. Gitzen y, por tanto, no coinciden con la explicación de L. S. Goljinko-Wolfson, por lo menos para los refractarios sílico-aluminosos.

Aunque no he estudiado todavía personalmente los compuestos formados en las ligazones fosfáticas, sí que he comprobado en el laboratorio que con piezas de chamota de 40 % de Al₂O₃, bauxita y alúmina tabular ligadas con ácido

ortofosfórico a 140° C (temperatura a la que teóricamente no se ha formado el ácido pirofosfórico), se obtienen resistencias mecánicas superiores a 350 Kg/cm².

Además, las piezas calentadas a 300° C de chamota con 45 % de Al₂O₃, no pierden la resistencia mecánica después de estar introducidas más de 220 horas en agua. Creo que, probablemente, si la matriz que produce esta resistencia mecánica estuviera formada por ácido metafosfórico, se disolvería en el agua con más rapidez.

Encuentro correcta la traducción que hace el Sr. Romeu del trabajo de Lyon, Fox y Lyons (12), aunque la comenta en el párrafo «fosfatos de aluminio como ligantes». Mi intención no fue dar una traducción exacta, sino una explicación de las reacciones que se producían con el ácido ortofosfórico en la gama de refractarios aluminosos, basándome en el trabajo de los autores citados sobre un estudio de los altos en alúmina.

Estas fórmulas me parecían muy claras para el fin perseguido en la conferencia, por lo siguiente :

- 1.º Explican reacciones a bajas temperaturas del ácido ortofosfórico con las materias primas aluminosas (véase la cita anterior de A. H. Foessel y W. S. Treffner).
- 2.º Justifican los hechos que citábamos anteriormente de la pérdida y mantenimiento de la resistencia mecánica.

En el texto de la conferencia estaba equivocada la primera fórmula (lo mismo que en el original americano), además de la que cita el Sr. Romeu. El error de esta segunda fórmula y del que aparece al explicar los cementos, se deben a la imprenta española, pues estaba correcta en el original.

Abona la postura que tomamos en San Sebastián —aparte de la bibliografía que citamos y los experimentos realizados— el artículo de J. E. Lyon, T. V. Fox y J. W. Lyons, que ha estudiado el Sr. Romeu y dice textualmente :

«In the manufacture of high-alumina refractory brick, it is necessary to prepare the mixture of dry refractory materials and phosphoric acid several hours prior to pressing into shapes. This permits the phosphoric acid to react with the alumina components of the mix to produce the bonding material, aluminium acid phosphate (pág. 644 *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, Vol. 45, n.º 7, 1966)».

Por nuestra parte, hemos realizado ensayos con ácido ortofosfórico y alúmina calcinada, obteniendo con probetas cilíndricas de 50 mm. de \varnothing y 50 mm. de altura —conformadas en una pequeña prensa de laboratorio—, resistencias a 100° C de 33 Kg/cm² y a 600° C de 26 Kg/cm².

Ensayos con ácido ortofosfórico y corindón blanco (granos de una fabricación normal y con prensado normal), nos han permitido alcanzar una resistencia me-

cánica superior a 50 Kg/cm², secando a 300° C (según G. N. Duderov (13), el corindón no reacciona con el ácido ortofosfórico por debajo de 500° C). Las mismas piezas cocidas a 1.550° C superaban dicha resistencia. Con alúmina tabular, y en las mismas condiciones, hemos conseguido 650 Kg/cm² a 300° C de temperatura de secado y resistencias mecánicas oscilando entre 700 y 340 Kg/cm² cociendo a 1.550° C.

Con corindón marrón-blanco a 300° C, las resistencias oscilaron entre 378 y 600 Kg/cm², pero a 1.550° C superaron los 725 Kg/cm².

Con bauxita de Guayana a 300° C, los valores oscilaron entre 477 y 588 kilogramos por centímetro cuadrado. Las mismas piezas cocidas a 1.550° C superaron los 700 Kg/cm². Las piezas secadas a 300° C no perdían la resistencia mecánica después de estar nueve días introducidas en agua.

Estos ensayos iniciales estarán completamente terminados cuando hayamos estudiado en conjunto las reacciones producidas y la forma de efectuarse en cada caso la ligazón fosfática. Queda, no obstante, bien claro que todo lo que dije en San Sebastián se procuró confirmar en la práctica para conseguir un enfoque claro. Análogamente se hizo con los demás ligantes distintos del ácido ortofosfórico. Estos ensayos de laboratorio se han visto incrementados posteriormente con la experiencia de muchos montajes en plan industrial.

En el último párrafo de la página 621 del Boletín, se lee: «El empleo como ligante de los ácidos fosfóricos, queda limitado a aquellos casos en que tiene lugar una reacción química entre el ácido y el material a ligar, siempre y cuando esta reacción no sea demasiado rápida y dé lugar a un fraguado de la masa antes de poder emplearla».

Estoy de acuerdo con este párrafo, aunque ya citamos productos que pueden evitar el endurecimiento, pero no cabe duda de que con ácido ortofosfórico pueden obtenerse buenos valores en bajas y altas temperaturas con alúmina tabular, corindón, bauxita de Guayana y chamotas de 48 y 40 % de Al₂O₃ (es decir, prácticamente con toda la gama de materias primas aluminosas).

COMENTARIOS A «LOS FOSFATOS DE ALUMINIO COMO LIGANTES»

El Sr. Romeu cita una serie de productos indicando que «la mayoría son derivados o modificaciones del monofosfato de aluminio». Convendría, probablemente, modificar la denominación *monofosfato de aluminio*, que se presta a error, por *fosfato de aluminio monosustituido*.

Posteriormente se comentan en este apartado las fórmulas que sirvieron en mi conferencia para explicar las reacciones del ácido ortofosfórico con los productos aluminosos, y no termino de entender por qué se mezcla el estudio de las reacciones del ácido ortofosfórico con el estudio de los fosfatos de alu-

minio. (Aunque se explicara en las fórmulas la formación del $\text{Al}(\text{H}_2\text{PO}_4)_3$, este producto es únicamente uno de los componentes de los ligantes fosfáticos y no creemos que siempre sea el principal hasta no alcanzar 150-200° C.)

También indica el Sr. Romeu que «el mecanismo de acción del fosfato de aluminio empleado como ligante, consiste en aglomerar primero, físicamente, por su viscosidad, los materiales que componen la pieza o masa refractaria; transformar, al ir aumentando la temperatura, esta unión gelatinosa en una aglomeración de mayor resistencia mecánica al formarse un vidrio de metafosfato (debiendo conjugar para ello una mayor o menor acidez del ligante) y conseguir finalmente que al cristalizar en su totalidad el vidrio de metafosfato se haya logrado una temperatura en la que los materiales fundamentales de la pieza refractaria hayan iniciado la sinterización, directamente entre sí o a través de los núcleos de cristalización de los metafosfatos y luego de los ortofosfatos».

Es interesante la descripción anterior, y suficientemente clara para un esquema mental, pero creo que debe insistirse —al dar una explicación amplia—, no sólo en el mecanismo de los ligantes fosfáticos, sino también en los cambios que se producen al elevarse las temperaturas.

En el número de septiembre de 1970 del *Amer. Ceram. Soc. Bull.* (pág 808), se cita un trabajo de Martín J. O'Hara, Jules J. Duga y Herbert D. Sheets, del Battelle Memorial Institute, titulado «Phosphate bonding: I (14), y que fue presentado a la Reunión de la División de Refractarios de la Sociedad Americana de Cerámica del 8 al 10 de octubre.

El Sr. Martín J. O'Hara ha tenido la amabilidad de enviarme varios datos del trabajo presentado, y entre ellos, una figura con el «efecto del tratamiento térmico sobre la constitución de las fases del ligante de fosfato de aluminio. (Será muy interesante estudiar este trabajo —cuando esté publicado en la correspondiente revista—, pues se estudian las reacciones del ácido fosfórico con la alúmina y las transformaciones de fase.)

De los datos enviados, puede comprobarse que el fosfato de aluminio estudiado como ligante tenía tres fases distintas:

- 1.^a $\text{AlH}_3(\text{PO}_4)_2 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ (fase predominante).
- 2.^a $\text{Al}(\text{H}_2\text{PO}_4)_3$.
- 3.^a $\text{Al}_2(\text{HPO}_4)_3$.

La fase predominante a 100-143° C, pasa a $\text{AlH}_3(\text{PO}_4)_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ y entre 150 y 200° C, a AlPO_4 (Ber) *, AlPO_4 (Cris) ** y $\text{Al}(\text{H}_2\text{PO}_4)_3$.

* (Ber.) La berlinita $(\text{PO}_4)\text{Al}$, es el fosfato de aluminio natural completamente semejante al cuarzo por su estructura.

** (Cris.) Fosfato de aluminio, semejante a la cristobalita por su estructura.

El AlPO_4 (Ber) a temperatura mayor de 800°C , se convierte en PO_4Al (Trid)*** y éste, a 1.020°C , en PO_4Al (Cris). Este último producto, a temperatura mayor de 1.760°C , se transforma en Al_2O_3 y P_2O_5 .

El $\text{Al}(\text{H}_2\text{PO}_4)_3$ pasa entre 250 y 300°C a una fase amorfa que, entre 315 y 400°C , se convierte en $\text{AlH}_2\text{P}_3\text{O}_{10}$ y $\text{Al}(\text{PO}_3)_3$ (B).

Este último, entre 800 y 1.000°C , deriva a $\text{Al}(\text{PO}_3)_3$ (A).

El $\text{AlH}_2\text{P}_3\text{O}_{10}$, entre 500 y 800°C , produce también $\text{Al}(\text{PO}_3)_3$ (B), y éste, como indicamos antes, entre 800 y 1.000°C , llega a $\text{Al}(\text{PO}_3)_3$ (A).

El $\text{Al}(\text{PO}_3)_3$ (A), entre 1.095 y 1.300°C , pasa a vidrio de metafosfato. Este vidrio de metafosfato, entre 1.300 y 1.500°C , se convierte en AlPO_4 (Cris) y P_2O_5 .

El PO_4Al (Cris) ya indicamos que, a temperaturas mayores de 1.760°C , se convierte en Al_2O_3 y P_2O_5 .

El $\text{Al}_2(\text{HPO}_4)_3$ (tercera de las fases componentes), a temperatura mayor de 400°C , se transforma en $\text{Al}_4(\text{P}_2\text{O}_7)_3$, y este cuerpo, entre 982 y 1.200°C , pasa a PO_4Al (Cris) y P_2O_5 . Los cambios del PO_4Al (Cris) a 1.760°C , ya los hemos indicado anteriormente.

Es muy interesante estudiar esta explicación de las transformaciones sobre la práctica, pues, primeramente la fase predominante inicial no es estrictamente el fosfato de aluminio monosustituido. Además, las transformaciones del fosfato de aluminio monosustituido, al elevar la temperatura, no incluyen la formación de pirofosfato, que, en cambio, sí que se forma a partir del $\text{Al}_2(\text{HPO}_4)_3$.

Creo, pues, que con la explicación del Sr. Romeu y los anteriores datos recogidos del trabajo de los Sres. O'Hara, Duga y Sheets, puede sacarse una opinión suficientemente clara, para proseguir los trabajos que se crean convenientes.

El estudio de los compuestos formados en cada caso es fundamental para la comprensión, tanto de los ligantes fosfáticos como del ácido ortofosfórico, aunque, como hemos indicado repetidamente, nos hemos limitado a recoger una bibliografía lo más sucinta posible.

OTROS PUNTOS

El ejemplo que señalamos anteriormente de la bauxita secada a 140°C y que, posteriormente, se hidrata con el tiempo y pierde la resistencia, creemos que es suficientemente claro como muestra de los fenómenos que pueden ocurrir. Los componentes formados en cada caso a diferentes temperaturas, indi-

*** (Trid.) Fosfato de aluminio, semejante a la tridimita por su estructura.

(Los datos en grados centígrados han sido obtenidos transformando los originales dados en grados Fahrenheit.) (Notas mías.)

carán si el producto obtenido puede hidratarse, etc., y debe tenerse en cuenta, como dijimos al principio, que ha de mantenerse la estabilidad hasta el momento de su utilización.

En el trabajo que hemos señalado de O'Hara, Duga y Sheets, se citan ensayos con adiciones de ácido crómico a los ligantes fosfáticos, muy importantes por las ventajas que tienen en la mejora de la expansión lineal de los productos estudiados.

Después de todo lo anterior, creo que es necesario incidir mucho más sobre las teorías y aplicaciones del ácido ortofosfórico y de los fosfatos (pues no sólo debemos estudiar la resistencia mecánica), y estimo que cada fabricante de refractarios sabrá encontrar, de acuerdo con sus sistemas, los ligantes más adecuados en cada caso, dada la amplia información que prestan la mayoría de las casas que los hacen y las distintas propiedades que se piden en cada lugar de utilización.

En otro párrafo de la página 624 del BOLETÍN, indica el Sr. Romeu que ha conseguido con mullita electrofundida gris y ligazón cerámico, valores muy superiores a los publicados en mi conferencia. Aunque en una cierta parte de la misma se indicaba: «De estos valores pudiera parecer que se obtiene una notable mejora con la utilización del ligante fosfático, pero hay otros sistemas de obtener buenas características» (por lo que no entiendo bien la intención del Sr. Romeu), tengo que indicar que los datos que daba eran comparativos para la mayor o menor bondad del material, toda vez que el valor de la temperatura de deformación bajo carga (T_d), no es suficiente si no va acompañado del valor de la resistencia pirosfópica. Además, los ensayos que cité estaban hechos con mullita sinterizada y no electrofundida.

Los valores que podemos estudiar, desde el punto de vista del fabricante de refractarios, pueden tener un interés no sólo científico sino también comercial. Es indudable que yo, personalmente, no hoy en muchas ocasiones el mismo valor a la temperatura de deformación bajo carga obtenida que el consumidor del refractario. Sin embargo, no se debe perder de vista que una diferencia de 20° C. en una medida puede suponer el rechazo de un lote, con la consiguiente pérdida económica, y que en una fabricación industrial no se dan las mismas condiciones que en un laboratorio, siendo las dispersiones bastante mayores.

Para terminar, quiero que conste mi extrañeza por el deseo del Sr. Romeu en resaltar ciertos errores mecanográficos o de imprenta, de los que nadie está libre (él puede comprobarlo igualmente en su carta con la fórmula que cita).

Creo que debemos huir de afanes personalistas y acoger con satisfacción lo bueno y aprovechable que los demás nos brindan. El adoptar una postura

excesivamente dogmática, puede resultar aventurado, ya que el tiempo suele descubrir nuevas realidades.

En esta línea de colaboración constructiva, tenga la seguridad el Sr. Romeu, de que estaré siempre a su disposición. Por ello, me agradecería tratar abiertamente —sobre temas de interés general y de sentido práctico—, en las reuniones técnicas de la Sociedad Española de Cerámica, pues, insisto, considero muy beneficioso el participar de los estudios y experiencias de los demás con la condición, naturalmente, de que nosotros esperemos —si no la estimación—, por lo menos el respeto al que todos tenemos derecho. En este orden de ideas está la contestación a los puntos técnicos tocados por el Sr. Romeu, sin ánimo de polémica de ninguna clase en el BOLETÍN, que doy desde ahora por terminada.

Reiterándole mi agradecimiento por la atención dispensada a esta carta, quedo de Vd. affmo. ss. y amigo,

Enrique de Miguel Fernández

P. D.—No quisiera que se sacara la conclusión al leer estos comentarios, de que el trabajo del Sr. Romeu no ha tenido para mí interés en su parte técnica, pues de su lectura pueden sacarse conceptos que faltaron en mi conferencia, por lo que en conjunto opino que la discrepancia ha sido positiva.

Siento no haber tenido disponible al preparar la conferencia de San Sebastián, el artículo de T. Chvatal * que cita el Sr. Romeu, pues en este trabajo que veo ahora, están recogidos muchos de los puntos tratados en mis comentarios.

Quisiera insistir en ver la posibilidad, por parte del Instituto de Cerámica y Vidrio, de estudiar el cambio de la denominación «monofosfato de aluminio» por otra que no se preste a confusión con el «fosfato de aluminio monosustituido». Si el sistema $Al_2O_3-P_2O_5-H_2O$ (MAP), se traduce al español por monofosfato de aluminio, está claro que no es el $(PO_4)_3Al$ (fosfato de aluminio monosustituido que cita, por ejemplo, Norton basándose en Kingery). Con este trabajo de Chvatal, quedan claros los conceptos. Hay un punto interesante que es la precipitación al cabo de varias semanas a partir del M. A. P., del producto llamado llamado «ácido fosfórico-aluminoso» $AlH_3(PO_4)_2 \cdot 3H_2O$ —según indica Chvatal—, que es necesario matizar. Los estudios que hemos realizado con fosfato de aluminio nos han demostrado, que así como

(*) Dr. T. Chvatal: «Algunas experiencias en la fabricación de materiales refractarios con aglomerante químico a base de fosfato de aluminio y cromo». *Bol. Soc. Esp. Cerám.*, Vol. 7, n.º 2, 1968.

el preparado industrial precipita al cabo de varias semanas, no ocurre lo mismo a nivel de laboratorio, donde con una agitación en la preparación ultra-rápida, no precipita el producto ni al cabo de varios meses, por lo que conviene proseguir con este trabajo.

Deseo aclarar, por fin, que todos los resultados que cité con mullita, en la conferencia de San Sebastián, fueron realizados con mullita sintetizada. Por tanto, no tienen ninguna relación ni suponen opinión contraria al trabajo de S. de Aza y C. Romeu y Pecci*, publicado en el BOLETÍN, y que se refería a trabajos con mullita electrofundida.

BIBLIOGRAFIA CITADA

1. FOESSEL, A. H. y TREFFNER, W. S., «Improved phosphate-bonded basic refractories», *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 49 (7), 652-657 (1970).
2. VENABLE, C. L. y TREFFNER, W. S., «X-Ray Study on Phosphate Bonding in Basic Refractories», *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 49 (7), 660-663 (1970).
3. BIRCH, R. E., «Refractories in Transition», *Iron and Steel Engineer* (10), 143-150 (1966).
4. ZAMYATIN, S. R., TRIFONOV, O. V. y MELNIKOV, G. S., «Investigating and testing phosphate bonded firebrick», *Ogneupory* (6), 340-345 (1967).
5. MEN'SHCHIKOV, F. S., MENSNYANKIN, L. P., LACHUGIN, I. K. y GONCHAROV, A. I., «Using high-alumina phosphate bonded bodies for protecting a heat-treatment furnace hearth», *Ogneupory* (1), 35-36 (1969).
6. BOGOMOLOV, B. N. y SERGEEVA, V. M., «Nonfired refractories with a polymer binder», *Ogneupory* (11), 559-561 (1964).
7. BEN DAVIES, M. M. y CARINI, G. F., «Brevet d'invention n.º 1.565.426» (Francia, enero 1968).
8. KINGERY, W. D., «Fundamental Study of Phosphate Bonding in Refractories». Partes I, II y III, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, 33 (8), 239-241 (1950).
9. KHOROSHAVIN, L. B. y otros, «Effect of phosphoric acid concentration on some properties of finellv refractory materials», *Ogneupory* (3), 166-169 (1968).
10. BAKKER, W. T. y LINDSAY, I. G., «Alumina-Bonded Refractories», *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 46 (6), 565-569 (1967).
11. TSEITLIN, L. S. y ELTYSHEVA, «Alumino silicate ramming bodies with a phosphate bond», *Ogneupory* (8), 384-386 (1964).
12. LYON, I. E., FOX, T. V. y LYONS, J. W., «An Inhibited Phosphoric Acid for use in High Alumina Refractories», *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 45 (12), 1078-1081 (1966).
13. DUDEROV, G. N., «Use of aluminophosphate bonds in the manufacture of unfired refractories», *Ogneupory* (10), 485-491 (1964).
14. O'HARA, M. J., DUGA, J. J. y SHEETS, H. D., «Phosphate bonding: I», Trabajo presentado en las reuniones de octubre de la División de Refractarios de la Sociedad Americana de Cerámica. Resumen en *Amer. Ceram. Soc. Bull.* (9), 808 (1970).

(*) S. de Aza y C. Romeu y Pecci «Estudio comparativo de las características y propiedades de los refractarios de mullita aglomerados con fosfato de aluminio y cromo». *Bol. Soc. Esp. Cerám.*, Vol. 7, n.º 3, 1968.



Coloquio Internacional sobre Hormigones Refractarios

KARLOVY-VARY, 25-27 MAYO DE 1971

La Comisión Técnica (RILEM) de hormigones refractarios, de la Sociedad Checoslovaca de Silicatos, organiza este Coloquio que tendrá lugar durante los días 25-27 de mayo del presente año, en el Gran Hotel Mosen Pupp de Karlovy-Vary en Checoslovaquia.

Los trabajos presentados al mismo han de versar sobre cualquiera de los temas siguientes:

1. Investigación de propiedades.
2. Procedimientos de ensayo.
3. Clasificación de materiales.
4. Materiales, construcciones, elementos prefabricados.
5. Aplicaciones en la industria.
6. Influencia de las condiciones de servicio sobre la durabilidad.
7. Reparaciones.

Los materiales con aglomerante hidráulico, plásticos y proyectables también serán considerados.

Los idiomas del coloquio serán: francés, alemán, inglés, ruso y checoslovaco. Las comunicaciones y discusiones serán traducidas simultáneamente a todos los idiomas del coloquio.

Los interesados en este coloquio pueden dirigirse, para obtener todos los detalles del mismo, a:

Ing. Milan Hampl, Dum techni-

ky, Plzen, Pobrezni 10, CSSR,
Teléfono Plzen 267 33.

Simposio sobre analisis de Silicatos en la Industria del Vidrio

BREMEN, 13-14 MAYO 1971

Dicho Simposio tendrá lugar en Bremen durante los días 13-14 de mayo, y ha sido organizado por la Deutsche Glastechnische Gesellschaft, con la colaboración del Subcomité «Análisis de Vidrios».

Los temas a tratar en el mismo serán los siguientes:

1. Progresos en métodos modernos por vía húmeda.
2. Métodos físicos; técnicas analíticas instrumentales, tales como fluorescencia de rayos X, absorción atómica, análisis por activación, análisis por emisión de llama y difracción de rayos X.
3. Tendencias de nuevos desarrollos basados en la colaboración entre laboratorios y centros de producción y explotación.

Para cualquier otro detalle dirigirse a:

Deutsche Glastechnische Gesellschaft.
D-6 Frankfurt/Main.
Bockenheimer Landstrasse 126.
Alemania.

Congreso Hispano-Luso-Americano de Geología Económica

MADRID, 19-24 DE SEPTIEMBRE, 1971
LISBOA, 24-25 DE SEPTIEMBRE, 1971

Dicho Congreso está organizado por los Ministerios de Industria, en España, y de Economía, en Portugal, a través de la Comisión Nacional de Geología y de la Dirección General de Minas y Servicios Geológicos, respectivamente.

Las actividades del Congreso en Madrid se desarrollarán en el Palacio de Congresos y Exposiciones del Ministerio de Información y Turismo, y en Lisboa en una de sus Universidades.

La ceremonia de clausura tendrá lugar en Lisboa, el día 25.

Las personas interesadas en el Congreso deberán dirigirse antes del 15 de mayo de 1971, a la Secretaría del I Congreso Hispano-Luso-Americano de Geología Económica, Rios Rosas, 23, Madrid-3 (España), o Rua de la Academia das Ciencias, 19, Lisboa (Portugal).

Programa de las Sesiones de trabajo

Secciones.

1. Geología:

- a) Nomenclatura Cronoestratigráfica y Bioestratigráfica.
- b) Correlaciones estratigráficas.
- c) Análisis de cuencas.
- d) Síntesis geológicas regionales.
- e) Tectónica.
- f) Precámbrico.

2. Geología del Petróleo:

- a) Geología de superficie.
- b) Geología del subsuelo.
- c) Varios.

3. Hidrogeología:

- a) Balances hídricos.
- b) Optimización de recursos hidráulicos.
- c) Hidrodinámica subterránea.
- d) Recargas artificiales de acuíferos subterráneos.
- e) Técnicas de ejecución y desarrollo de obras de captación.
- f) Contaminación de las aguas subterráneas y medidas de protección.
- g) Cartografía hidrogeológica. Estadística y su tratamiento por ordenadores. (En colaboración con la Sección de Informática).
- h) Bases aconsejables para la explotación coordinada de los recursos hidráulicos.

4. Investigación Minera:

- a) Porcentajes del valor de las producciones mineras nacionales que se aplican a la exploración y su relación con el grado de desarrollo de los países.
- b) Programas nacionales, regionales o locales de inventario de recursos minerales.
- c) Metodología de la exploración minera tanto en áreas poco conocidas, como en aquellas de minería antigua.
- d) Campañas de prospección de yacimientos con utilización de técnicas geológicas, geofísicas y geoquímicas. (En colaboración con las Secciones correspondientes).

- e) Prospección de yacimientos de ley baja. Tendencias de las leyes límites.
- f) Investigación de rocas de aplicación industrial. (En colaboración con la Sección de Geología del Ingeniero).
- g) Asesoría y control geológico de explotaciones mineras.
- h) Metodología de la cubicación y cálculo de reservas mineras en los diferentes tipos de yacimientos.
- i) Aplicaciones de los ordenadores al archivo de datos mineros, cálculo de reservas, programación de trabajos y perímetros mineros. (En colaboración con la Sección de Informática).

5. *Geología del Ingeniero:*

- a) Propiedades de las estructuras y materiales geológicos en relación con la ingeniería.

Temas:

- Teorías de deformación y rotura de materiales geológicos.
- Comportamiento dinámico.

- b) Métodos y técnicas de prospección del terreno y de determinación de sus propiedades.

Temas:

- Campo de aplicación de los métodos geofísicos a la ingeniería civil.
- Técnicas de determinación «in situ» de las propiedades de las masas rocosas.

- c) La Geología aplicada a los problemas de estabilidad de obras de ingeniería.

Temas:

- Influencia de los factores geológicos en la estabilidad de los taludes naturales.
- Problemas geológicos en el proyecto y construcción de presas.

- d) Problemas geológicos del desarrollo.

Temas:

- Factores geológicos a tener en cuenta en la planificación de las obras civiles de infraestructura económica.
- Aprovechamiento del subsuelo como recurso contra la congestión y la contaminación.

- e) Métodos matemáticos en geología aplicada.

Temas:

- Los métodos numéricos en los cálculos de tensiones y deformaciones del terreno.
- Las estadísticas en la interpretación de los resultados de la prospección del terreno para obras de ingeniería.

6. *Geofísica, Geoquímica, Geonucleónica y Geología Marina:*

- a) Geofísica.

Temas:

- Métodos aerogeofísicos aplicados a los problemas

geológicos. Importancia que desde el punto de vista geológico tienen los levantamientos por aeromagnetismo o por radiometría gamma.

- Nuevos conceptos o descubrimientos sobre la aplicación de métodos geofísicos a la investigación geológica.
- Geofísica submarina.
- Paleomagnetismo.

b) Geoquímica.

Temas:

- Procesos de oxidación y reducción en geoquímica. Datos recientes sobre fenómenos de oxidación y reducción en la sedimentación.
- Geoquímica de las aguas marinas y continentales. (En colaboración con la Sección de Hidrogeología).
- Cartografía geoquímica. (En colaboración con la Sección de Cartografía).

c) Geonucleónica.

Temas:

- Criterios sobre datación.
- Procesos de diferenciación isotópica natural.

d) Geología marina.

Temas:

- Morfología y evolución de las costas. Nuevos conceptos o estudios de conjunto de geomorfología litoral.

— Características de las plataformas continentales. Información reciente y trabajos de síntesis.

— Estudios de conjunto sobre geología de los fondos marinos.

— Distribución, génesis e importancia económica de los yacimientos minerales submarinos. (En colaboración con la Sección de Investigación minera).

7. Cartografía:

- a) Enfoques para la ejecución de la cartografía geológica de ámbito nacional.
- b) Metodología de representación de mapas, cortes y columnas.
- c) Diversos tipos de mapas utilizados en geología y en sus aplicaciones.
- d) Aplicación de computadores a la confección automática de dichos mapas. (En conexión con la Sección de Informática).
- e) Clasificación de rocas para su representación cartográfica.
- f) Fotogeología.

8. Informática:

- a) Informática y documentación geológica y geofísica.
- b) Informática y documentación hidrogeológica.
- c) Informática y documentación minera y petrolera.
- d) Cartografía automática. (En colaboración con la Sección de Cartografía).

- e) Morfología matemática.
- f) Geoestadística.

9. *Formación:*

- a) Formación profesional de titulados.
- b) Actualización científica y técnica de profesionales.
- c) Intercambio de estudiantes y titulados con otros países.

XIV Coloquio Internacional de Refractarios

AACHEN, OCTUBRE, 1971

El Institut fur Gesteinshuttenkunde de Aachen, el Forschungsinstitut der Feuerfest-Industrie de Bonn y la «Verein Deutscher Eisenhüttenleute» de Dusseldorf, anuncian el XIV Coloquio Internacional de Refractarios.

El tema del presente año será:

«Distribución de refractarios en hornos altos y en recuperadores».

El anuncio de las comunicaciones con título y resumen, deben enviarse, a ser posible, antes del 1 de abril de 1971, al:

Institut fur Gesteinshuttenkunde.
der RWTH Aachen.
5100 Aachen, Manerstraße 5.

Centre National de la Recherche Scientifique

“Coloquio internacional para el estudio de las transformaciones cristalinas a temperaturas superiores a los 2.000 k”

Laboratorio de ultra-refractarios.
Odeillo (Pirineos Orientales), Francia.

27 SEPTIEMBRE-1 OCTUBRE, 1971

Presidente: Prof. G. CHAUDRON. Vicepresidentes: Prof. Y. LETORT y Dr. E. F. BERTAUT.

Como es sabido, el Centre National de la Recherche Scientifique organiza algunos coloquios internacionales sobre temas científicos bien definidos. En este caso, y de una manera conjunta, las Comisiones de Química Inorgánica, Cristalografía y Termodinámica del C. N. R. S. y la Sociedad Francesa de Altas Temperaturas, han propuesto que en el presente año de 1971 se celebre un coloquio sobre transformaciones cristalinas a temperaturas elevadas.

Este coloquio tratará sobre:

1. Métodos capaces de detectar y determinar la naturaleza de las transformaciones cristalinas (difracción de rayos X, neutrones y electrones, microscopía óptica y electrónica, análisis térmico y otros métodos físicos y físico-químicos). Métodos para estudiar cambios de fases y diagramas de equilibrio a temperaturas elevadas.
2. Resultados obtenidos con estos métodos en el estudio de metales, óxidos, carburos y otros elementos o compuestos refractarios, a temperaturas superiores a 2.000° Fahrenheit.

Estos estudios, aunque tienen un carácter básico, pueden ser también de interés para los científicos e ingenieros que trabajan en los aspectos aplicados de los refractarios. Un mejor conocimiento de las propiedades de los materiales a temperaturas elevadas ha de contribuir, sin duda, a la consecución de avances tecnológicos.

Los trabajos que se presenten a este coloquio serán impresos con pos-

terioridad en un volumen especial que editará el C. N. R. S. y también, probablemente, en las revistas científicas.

Comité Organizador: Dr. A. M. Anthony (Termodinámica); Prof. A. Authier (Cristalografía); Prof. P. Hagenmüller (Química Inorgánica) y Prof. R. Collongues (Sociedad Francesa de Altas Temperaturas).

Para obtener impresos de inscripción y cualquier información adicional acerca de este coloquio, se debe escribir a: M. Marc Foex, Laboratoire des Ultra-Réfractaires, B. P. 5 - 66 - Odeillo, France.

VI Conferencia Internacional sobre "Ciencia Cerámica"

Asociación Europea de Cerámica

**BADEN-BADEN (ALEMANIA)
15-18 NOVIEMBRE 1971**

La Asociación Europea de Cerámica ha confiado a la Sociedad Alemana de Cerámica la organización de la VI Conferencia Internacional sobre Ciencia Cerámica. Esta Conferencia tendrá lugar en Baden-Baden (Alemania), entre los días 15 y 18 de noviembre de 1971, y versará sobre el tema general:

«TEXTURAS CERAMICAS»

Este tema comprende todos los procesos que influyen sobre la forma-

ción de una textura cerámica determinada, como, por ejemplo, la preparación de las materias primas y de los polvos, el moldeo, la cocción y la sinterización. Asimismo, se incluirán las relaciones existentes entre las texturas cerámicas y las diversas propiedades de los materiales acabados. El tema abarca, además, todas las medidas y determinaciones de los parámetros que sirven para describir las texturas cerámicas.

Como materiales cerámicos se consideran silicatos, óxidos, carburos, boruros, nitruros, siliciuros, pero no los metales.

La inscripción de las comunicaciones científicas deberá solicitarse hasta el 31 de mayo de 1971, a la

Deutsche Keramische Gesellschaft

D 534 Bad Honnef/Rhein

Postfach 129

Alemania

enviando el texto completo del trabajo o un resumen del mismo que tenga una extensión de 500 palabras por lo menos.

También se ruega a quienes sólo tengan interés en asistir a la reunión, que se dirijan a la anterior dirección solicitando que, en el momento oportuno, les sea remitido el programa y la necesaria documentación para inscribirse.



NUEVOS LIBROS

Construcciones de ladrillo. CLAUS GÖBEL y KONRAD GATZ. Un volumen de 224 páginas, 30×23,5 cm., 400 fotografías, 980 ptas. Editorial Gustavo Gili, S. A.

En contraposición a otros materiales caídos en desuso, como la piedra natural o la madera, el ladrillo —con casi cinco mil años de historia— continúa siendo un material actual. Hoy en día se emplea no sólo según los cánones tradicionales, sino que su campo de aplicación se ha visto considerablemente ampliado. La variedad de edificios reproducidos en este libro constituyen el más convincente argumento.

Los ejemplos, procedentes de diversos países, incluyen fotografías y detalles de construcción representados en precisos dibujos y aclarados con textos escuetos.

En la primera parte de la obra se ofrece una panorámica sobre la evolución de la arquitectura de ladrillo; asimismo, se dan las características constructivas de la obra de fábrica de ladrillo, con indicaciones para su ejecución.

Guía del trazador en calderería. LORENZO DEL VAL. Un volumen de 216 páginas correspondientes a otras tantas láminas, 26×34 cm., 750 ptas. Editorial Gustavo Gili, Sociedad Anónima.

Dada la buena aceptación dispensada por el público a la anterior obra del mismo autor, publicamos este segundo volumen titulado *Guía del trazador en calderería*.

El libro está escrito con el mismo criterio, o sea, con carácter eminentemente práctico para la resolución de problemas usuales de calderería, pero sin olvidar el aspecto formativo para poder enfrentarse a problemas nuevos de trazado que se presentan en la vida profesional. En este sentido la obra complementa a la anterior, ya que contiene nuevos problemas usuales de desarrollo, especialmente en el campo de conducción de aire, y otros que, no por falta de interés, sino por falta de espacio, no se pudieron incluir en el primer libro.

También se presentan problemas de despiece de construcciones metálicas, tales como postes, carcasas de ciclón, pórticos, grúas-puente, cubiertas de horno, etc.

Prefabricación. WALTER MEYER-BOHE. Editorial Blume, 24 × 31 cm., 192 págs. 223 fotos, 1.080 ptas., 1967.

La prefabricación en la edificación es el tema central del arte de construir de nuestros días. En este campo no hay todavía resultados definitivos ni modelos generales, y ello precisamente subraya la importancia del experimento y lo sistemático del trabajo que se está llevando a cabo. El paso de la construcción de artesanía a la industrializada se inicia con la separación y división del trabajo entre la producción y el montaje. El grado de prefabricación es cada vez mayor. La casa totalmente prefabricada, que todavía no abunda, llega a ser un producto por entero industrial.

Este primer tomo se presenta como un manual de datos científicos básicos para el arquitecto, el ingeniero, el estudiante y el empresario. En él se ha preparado una colección internacional de construcciones-guía.

X-Ray Crystallography. M. M. WOOLFSON, Cambridge University Press, London 1970, 380 pp. \$ 13,50

Se trata de un texto muy completo que consta de nueve capítulos. En

el primero, se estudia la morfología del cristal, elementos de simetría, clases y grupos espaciales. El segundo capítulo está dedicado a la teoría física de la difracción de rayos X. Otro capítulo (4.º) los dedica a un estudio claro y completo de la transformación de Fourier con relación a las constantes físicas de la difracción, y estudio de rayos X.

Un capítulo muy completo (40 páginas) estudia y revisa los diferentes métodos experimentales (5.º). El capítulo 6.º está destinado al estudio de los factores que afectan la intensidad de los rayos X, tales como absorción, extinción y temperatura. En el 7.º se estudia la determinación de grupos espaciales, así como las propiedades ópticas de los cristales, capítulo que generalmente se olvida en los tratados hechos por científicos no mineralogos. La determinación de la estructura cristalina, se estudia en el 8.º capítulo, en el cual el autor expone varios métodos con comentarios cortos al final sobre los méritos de cada uno de ellos. El último capítulo lo dedica al refinamiento de los parámetros atómicos y de la celdilla.

El libro ofrece un gran número de ejemplos totalmente resueltos, se trata de un libro muy completo e interesante para todo estudio relacionado con los rayos X.

RESUMENES* Y PATENTES**

MATERIAS PRIMAS

Visita a un yacimiento vasco de caolín.

TH. EDER, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 23 (1971), 1, 25-27 (a).

Algunos pequeños depósitos españoles de caolín se encuentran en los Pirineos. El autor describe uno de estos yacimientos, cuyos aspectos geológico, mineralógico, químico y de preparación técnica son especialmente interesantes.

(5 figs., 3 refs.)

C. S. C.

PROCESOS DE FABRICACION

Obtención de materiales porosos para fabricación de moldes, utilizando productos plásticos. I. Obtención de materiales filtrantes.

H. LEHMANN, W. WOEBCKEN y G. R. KLOSE, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, (RFA), 47 (1970), 11, 731-736 (a).

Para el colaje de las barbotinas y para el moldeado alfarero de masas cerámicas se necesitan moldes porosos. Como materia prima para estos moldes se utiliza el yeso, que se pretende sustituir por otros materiales. Con el fin de obtener moldes, utilizando plásticos, se han ensayado tres caminos: 1. La porosidad y la permeabilidad de granulados pueden variarse ampliamente en función de las variables: mediante una resina plástica utilizada como aglomerante pueden endurecerse hasta llegar a la posibilidad de obtener moldes con ellos. 2. Se fritó polvo de plástico para obtener productos porosos. 3. La porosidad de una masa puede conseguirse, o aumentarse, mediante disolución de los componentes. Como adicinante para las masas obtenidas según 1, se utilizaron cuarzo, granalla de aluminio, corindón y perlas de vidrio, con un tamaño de grano de 150 μ , fibras de vidrio de 10 μ de diámetro y una longitud inicial de 50 a 700 μ , así como asbesto de crisotilo.

La adherencia se consiguió mediante resina epoxy. Las fritas de plástico se obtuvieron con polimetilmetacrilato y poliamida, incluyéndose en los ensayos diafragmas P. E. comerciales. Se mezcló cloruro sódico finamente molido con una resina colada o con un cermet de cuarzo y se disolvió de nuevo después del endurecimiento.

(4 figs., 5 tablas, 51 refs.)

C. S. C.

* Las personas interesadas en adquirir copias de los textos íntegros de los artículos cuyos resúmenes aparecen en esta sección, pueden dirigirse a: Sociedad Española de Cerámica, calle de Serrano, 113, MADRID-6. La preparación de estas copias se realiza con la colaboración de la Sección de Microfilm del Consejo Superior de Investigaciones Científicas.

** Las personas interesadas en adquirir textos íntegros de las patentes francesas mencionadas pueden dirigirse a: Sociedad Española de Cerámica, calle de Serrano, 113, MADRID-6.

**Obtención de materiales porosos para moldes utilizando productos plásticos.
II. Estudios de filtración a presión**

H. LEHMANN, W. WOEBCKEN y G. R. KLOSE, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, (RFA), 47 (1970), 12, 784-787 (a).

Mediante estudios de filtración a presión de tres barbotinas y de una suspensión de γ alúmina pudieron determinarse la velocidad de filtración y la resistencia al flujo opuesta por el cuerpo cerámico, y así, se pudo establecer también la aptitud de las masas, descritas en la parte I, para su utilización como moldes de colaje. Son fundamentalmente adecuadas las fritas de productos plásticos, pero también parecen prometedoras las masas porosas aglomeradas con resina. Para los ensayos de laboratorio los moldes han de estar elaborados formando capas sucesivas. La capa verdaderamente filtrante debe mantenerse tan fina como sea posible (especialmente en el caso de moldes de colaje), si la capa frontal ha de estar colocada sobre un soporte muy permeable, como si fuera un paño filtrante fuertemente sujeto. Las sustancias sólidas que penetran entonces en el molde durante la primera fase de formación de la torta podrían, en ese caso, expulsarse más fácilmente por lavado. En la construcción del molde hay que reducir el grueso total de pared a un tamaño mínimo todavía admisible para las exigencias de resistencia mecánica. La construcción del molde esquemática no ofrece dificultades para el caso de masas prensadas o apisonadas, porque en ellas las capas están unidas entre sí fuertemente. El problema no está resuelto para las fritas de plásticos. La capa frontal podría estar adherida a un soporte inferior constituido por un mortero poroso de una sustancia plástica preparada de forma adecuada o bien estar unida a él mecánicamente. Puesto que la adhesión propuesta ha de ser permeable, puede hacerse únicamente por puntos, con lo cual es dudoso que sea suficiente en la práctica. Ni el polietileno ni aún menos el PTFE pueden fijarse así. Quizás pueda producirse una unión mecánica soldando en la parte posterior de la frita anclas de plástico o introduciendo fibras en la capa frontal, que fijarían ésta.

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

C. S. C.

**Montaje de máquinas e instalaciones para molienda de finos y de extrafinos.
(Parte I)**

U. SCHULER, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 23 (1971), 1, 28-34 (a).

Para la molienda de finos y de extrafinos se han desarrollado máquinas que pueden encuadrarse en dos grupos de acuerdo con las exigencias de la materia a moler frente a los instrumentos de molienda. Al primer grupo —choque contra el instrumento de molienda— pertenecen los trituradores de percusión, de martillos. En el segundo grupo —choque contra el instrumento triturador y contra una resistencia— hay que incluir los trituradores de cilindros con resortes, los molinos de péndulo, los molinos de tubos y de bolas y los molinos de vibración. La dirección de perfeccionamiento de estas máquinas, que se ilustra aquí mediante diseños típicos, está caracterizada en los últimos años por la mejora progresiva de los tipos de construcción ya conocidos. Para el montaje de las instalaciones de molienda se utilizan dispositivos adicionales los cuales, en su especial construcción y acoplamiento a las máquinas trituradoras, responden a las particularidades del material a moler y a las exigencias del producto terminado.

(11 figs., 1 tabla)

C. S. C.

Preparación hidrotérmica de polvos cerámicos

A. A. VAN DER GIESSEN, *Klei Keram.*, (H), 20 (1970), 2, 30-38 (h).

Pueden prepararse polvos de óxidos de partículas submicroscópicas con una morfología bien definida, por recristalización hidrotérmica de precipitados que

consisten en partículas de tamaño aún menor. Tales precipitados pueden obtenerse por hidrólisis rápida de soluciones acuosas de los iones de muchos metales. A temperaturas por encima de 100° C el precipitado gelatinoso recristaliza y las partículas se forman con un tamaño determinado por la temperatura y la duración del calentamiento, y una forma que refleja la simetría de red. Se da una discusión de los fenómenos cinéticos que controlan la recristalización; la discusión se ilustra con ejemplos de α -Fe₂O₃, Fe₃O₄, YOOH, NiFe₂O₄, CoFe₂O₄ y BaFe₁₂O₁₉.

(6 figs., 9 refs.)

C. M. J.

La fluidificación de suspensiones cerámicas en la fabricación de masas para estirado y torneado a partir de barbotinas y de granos secados por atomización

H. HELSING, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 23 (1971), 1, 22-24 (a).

El procedimiento técnico, todavía joven, para la fabricación de masas plásticas a partir de barbotinas y de granos secados por atomización, introduce nuevas dimensiones para la actuación del medio fluidificante. Se describe su influencia sobre la economía y las propiedades de trabajado de las masas así obtenidas y se da cuenta de las primeras experiencias con un polielectrolito desarrollado para las especiales exigencias de la nueva técnica.

(1 fig., 1 tabla)

C. S. C.

Influencia de los polímeros sobre la filtración de suspensiones de minerales

M. CLEMENT y R. LEUTZ, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 23 (1971), 1, 17-21 (a).

Por adición de polímeros se puede influir sobre el tiempo de filtración, y sobre la humedad residual de una torta de filtrado, ya que se produce un aumento del volumen de poros. La introducción de polímeros conduce a un aumento de la viscosidad del agua capilar, de forma que para elevadas concentraciones en polímeros aumentan de nuevo los tiempos de filtrado. Las fotografías por microscopía electrónica muestran una variación estructural de la torta de filtrado de caolín originada por la adición de polímero. En la práctica es importante determinar la dosis óptima para evitar la influencia perjudicial, sobre la filtración, de una dosis excesiva.

(13 figs., 12 refs.)

C. S. C.

Un nuevo tipo de máquina de serigrafía para la decoración de artículos de cualquier forma.

R. LOOSIES, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 22 (1970), 12, 743-745 (a).

Se describe un procedimiento mediante el cual se puede transferir el color de una decoración, serigrafiada sobre un portador elástico, a objetos que presentan cualquier forma. En este proceso actúan tres máquinas diferentes que, trabajando conjuntamente, permiten la decoración de casi todos los artículos de servicio de mesa, bien sea sobre vidriado o bien bajo vidriado. La calidad de la decoración es muy buena.

(5 figs.)

C. S. C.

HORNOS, COMBUSTIBLES Y PROCESOS TERMICOS

Horno eléctrico continuo, pequeño, para fusión de vidrio, con una carga de 1 a 4 t/24 h.

VACLAV SÜSSER y JOSEF VACH, *Glas Em. Keram. Tech.*, (RFA), 21 (1970), 12, 445-448 (a).

Se hace una revisión de los parámetros técnicos de hornos eléctricos pequeños, con una carga de 1 a 4 t/24 h, para la fusión y para el trabajado manual del vidrio de uso casero y de otros productos de vidrio. El horno es de dos cámaras verticales y la fusión del vidrio tiene lugar debajo de la capa de la mezcla. La energía eléctrica se obtiene en el fundido mediante electrodos de molibdeno de forma de barras de 32 a 50 mm. Ø. La zona de trabajo está calentada por elementos de calefacción que se disponen por encima del nivel del vidrio. Se describe además el proceso de fusión de distintos vidrios. Finalmente se indican las experiencias obtenidas en las vidrierías con este tipo de horno.

(3 figs., 1 tabla)

C. S. C.

Cocción de tiro forzado en hornos periódicos de colmena

R. W. MARSHALL, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 49 (1970), 5, 518-521 (i).

Es posible mejorar la calidad de producto y la uniformidad de la distribución vertical de temperatura en hornos de colmena por aplicación de técnicas de cocción desarrolladas para hornos túnel y algunos de los hornos de empuje de mayor éxito. Esta mejora consiste en esencia en instalar en la cabeza del horno quemadores con exceso de aire con tiro forzado visitables de tiempo en tiempo. Las ganancias se manifiestan en ahorro de costo de combustible, ciclos térmicos más cortos, mejores calidades, ahorro de mano de obra y reproducibilidad.

(3 figs., 2 tablas)

C. M. J.

Algunos aspectos de la cocción rápida.

H. FOWLER, *Jour. Aust. Ceram. Soc.*, (A), 6 (1970), 1, 1-11 (i).

Después de un breve estudio sobre el mecanismo de la transmisión de calor en los hornos de pasaje, se discuten algunos tipos conocidos de hornos de cocción rápida. Las conclusiones se centran en las ventajas de los hornos de cocción rápida de pequeña sección: mayor flexibilidad; reducción de los costos de capital y mantenimiento; ahorro de espacios; incremento de la productividad por operario y mejora de la calidad de la porcelana.

(14 figs., 2 tablas, 32 refs.)

C. M. J.

PRODUCTOS DE ARCILLA

Estudios de laboratorio sobre la eliminación de agua de arcillas en espesores profundos

C. C. DELL, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, (GB), 69 (1970), 6, 217-220 (i).

Se tratan las suspensiones arcillosas formadas en el lavado del carbón con un floculante polielectrólito y se espesan en tanques iónicos profundos para

eliminar toda el agua que sea posible antes de su utilización. El comportamiento es muy diferente del de los sólidos granulares. El artículo revisa las investigaciones realizadas sobre estos sistemas arcillosos en los últimos seis años. Se expone un modelo teórico que explica en gran medida los fenómenos observados.

(5 figs., 9 refs.)

C. M. J.

La adsorción de polianiones por arcillas y su efecto sobre sus propiedades físicas.

I. H. JOYCE y W. E. WORRALL, *Trans. Brit. Ceram. Soc.* (GB), 69 (1970), 5, 211-216 (i).

Se ha estudiado la adsorción de polifosfato y poliácido de dos arcillas caolínicas. Las medidas han demostrado que la adsorción fue más física que química. Aunque bastaron pequeñas cantidades de adsorbidos para deflocular las arcillas, el potencial Z en todos los casos fue elevado, sugiriendo que el mecanismo de defloculación comprende otros procesos además del normal de cambio de cationes. Con arcillas monoiónicas, las formas H adsorben más fácilmente que las formas Na, lo que concuerda con la idea de que la forma Na está más fuertemente ionizada que la forma H.

(12 figs., 8 refs.)

C. M. J.

Tiempos de secado de productos de arcilla basta.

L. J. A. R. v. d. KLUGT, *Klei Keram.*, (H), 20 (1970), 5, 114-128 (h).

La medida de la superficie específica de una arcilla por el método de retención de etilenglicol parece ser adecuada para conocer aquellas propiedades relacionadas con la interacción agua-arcilla. Con la ayuda de los datos y de probetas de ladrillos y azulejos industriales fue posible investigar hasta qué punto la medida de la superficie específica puede ser útil en la determinación de los tiempos de secado, con la conclusión de que supone un método interesante y de crédito.

(8 figs., 11 refs.)

C. M. J.

Eflorescencias y condiciones de cocción.

L. S. DE JONGE, *Klei Keram.*, (H), 20 (1970), 7, 170-178 (h).

Después de una revisión sobre las sales más importantes en la producción de eflorescencias en ladrillos, se centra el artículo en la formación y comportamiento de los compuestos de azufre procedentes de los gases del horno. Se discuten la influencia de la presencia de CO_2 Ca en la arcilla, la mejora introducida al cambiar de aceite pesado a gas natural y la mala influencia de un apilamiento excesivamente compacto. Posiblemente la adición de productos químicos baratos acelera la descomposición de los compuestos de azufre a menores temperaturas.

(8 figs., 7 refs.)

C. M. J.

Cambios físicos y químicos durante el cocido de ladrillos.

H. J. TIMMERS, *Klei Keram.*, (H), 20 (1970), 4, 86-94 (h).

Los ensayos se realizaron sobre arcillas rojas y amarillas. Los ladrillos se cocieron a 1.080°C con tiempos de 0, 2,5, 5, 7,5, 10, 14 y 18 horas. Se analizaron las siguientes propiedades del ladrillo cocido: absorción de agua en 1 min.; absorción de agua en frío durante 3 días; absorción de agua después de ebu-

llición en 5 horas; porosidad total; densidad de volumen; número de poros de 25, 50, 75, 100 y $>100 \mu$, por cm^2 , contados con un estereomicroscopio. La información sobre composición química, mineralógica, y los cambios durante la cocción se reservan a un futuro artículo.

El incremento de poros grandes con el tiempo de máxima temperatura es de un gran interés práctico. Los dos tipos de arcilla mostraron una gran diferencia en su comportamiento. En la construcción de nuevos hornos debe prestarse una mayor atención que la dada hasta el presente al comportamiento de la arcilla que se va a utilizar.

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

C. M. J.

CERAMICA BLANCA

Decoración de azulejos y de losas por estampación.

K. WERNER, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 22 (1970), 12, 754 (a).

La decoración por estampación de azulejos y de losas cerámicas experimenta nuevas y racionales posibilidades de decoración gracias al empleo de rodillos de estampación de espuma plástica. Estos nuevos rodillos de estampación se pueden aplicar en la fabricación tanto para su utilización manual como para la mecánica. Permiten, según los motivos en ellos recortados, obtener graduaciones de color de mucho efecto en el vidriado.

(2 figs.)

C. S. C.

TiO₂ como mineralizador en porcelanas.

K. N. SCHÜLLER, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 23 (1971), 1, 38-42 (a).

El óxido de titanio actúa en las porcelanas como medio fundente y, durante la cocción, da lugar a reacciones entre la fase fundida y la mullita, semejantes a las que ya se producen por el solo enriquecimiento de la fase fundida en ácido silícico. Por adición de TiO₂ se puede, por lo tanto, a temperatura de cocción elevada, conducir a una total cristalización de la mullita primaria en mullita secundaria en la porcelana de alúmina. El óxido de titanio disminuye además la temperatura de cocción de las porcelanas. Si se sobrepasa la temperatura de cocción óptima, sin embargo, se produce súbitamente una porosidad secundaria, con lo cual, la acción de por sí favorable sobre la resistencia mecánica, se transforma por ello en desfavorable.

(16 figs., 5 tablas, 8 refs.)

C. S. C.

VIDRIADOS Y DECORACION

Diferencias de tono en el color de vidriados cerámicos, producidas al utilizar distintos métodos de trabajo.

D. SWANN, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 22 (1970), 12, 749-750 (a).

Se trata en este estudio de las diferencias de tono de aquellos colores que varían con el contenido en sustancia opaca. Si se quiere obtener un exacto control de las tonalidades es necesario evitar diferencias en la fabricación en lo referente a pesadas, molienda, moldeado y cocción.

El contenido necesario en sustancia opaca debería estar determinado por el

estrecho margen en el cual se pueden controlar las variaciones de tonalidad. Se debe efectuar la cocción a una temperatura que se encuentra en la zona central del intervalo de cocción condicionado por la instalación. Se explica la influencia del vidriado sobre una estabilidad máxima del tono de color.

(7 figs.)

C. S. C.

Ataque químico de superficies de esmalte.

M. OOSTING, *Klei Keram.*, (H), 20 (1970), 3, 73-76 (h).

Se discute el ataque de superficies de esmalte por iones H^+ en solución acuosa. Se desarrolla el mecanismo de la reacción. En la reacción deben distinguirse dos fases: 1.º el desplazamiento de los cationes de la superficie por iones H^+ , y 2.º, el posterior ataque del esmalte por la difusión de los iones H^+ en el esqueleto de silicato. Se comparan los métodos de ensayo para el examen del ataque. Para medir el ataque se escoge un método en el que se determina el consumo de ácido a un pH constante.

(2 tablas)

C. M. J.

Reacciones vidriado-soporte: estudios electroquímicos.

W. ROBERTS y K. MARSHALL, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, (GB), 69 (1970), 6, 221-241 (i).

Se ha puesto a punto un aparato para el estudio de las reacciones entre el vidriado y el soporte por medios electroquímicos. Se determina la fuerza electromotriz interfacial resultante del contacto de la porcelana de hueso, de la faenza, de sus fases cristalinas y vítreas por una parte, y de distintos vidriados por otra, a distintas temperaturas. Los resultados se interpretan en términos de las reacciones que están teniendo lugar. Se demuestra que pueden ocurrir reacciones de tipo galvánico en las intercaras que comprenden diferentes fases del soporte en contacto con el vidriado, el cual actúa como electrólito. Se utiliza el análisis por microsonda electrónica para seguir el movimiento iónico. Los resultados se discuten en base al concepto acidez-basicidad de Weyl.

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

C. M. J.

REFRACTARIOS

Propiedades mecánicas de ladrillos refractarios básicos. I. Revisión del sistema magnesia-cromo

G. R. RIGBY, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, (GB), 69 (1970), 5, 189-198 (i).

Se ha cocido a 1.650° C una serie de doce probetas variando desde magnesia de agua de mar a mineral de cromo de Filipinas, y una serie de 6 probetas variando desde magnesia a 55 % magnesia-45 % cromo a 1.730° C. Se ha determinado el módulo de elasticidad, por un método de sonido, de todas las probetas en el intervalo de temperatura de 20° a 1.400° C durante el calentamiento y durante el enfriamiento. Ambas curvas presentan uno o más máximos que se someten a discusión. Se determinaron los módulos de ruptura a temperatura ambiente y a las temperaturas correspondientes a los máximos anteriores. Estos datos se han comparado con los similares de un ladrillo comercial de magnesia-cromo, cocido a 1.730° C. La conclusión es que el incremento en ambos módulos estudiados pueden adscribirse a una diferencia entre los coeficientes de dilatación térmica entre las fases de espinela y de magnesia o entre las fases de

silicato y de espinela, siendo esta última diferencia la más significativa durante las etapas iniciales del enfriamiento por debajo de 1.350° C.

(13 figs., 2 tablas, 22 refs.)

C. M. J.

Requerimientos de los refractarios para plantas de amoníaco.

C. R. VENABLE JR., *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 48 (1969), 12, 1.114-1.117 (i).

Los forros refractarios para las distintas secciones de una planta de amoníaco deben ser capaces de resistir los efectos del vapor de agua y del hidrógeno calientes, deben proporcionar un adecuado aislamiento térmico, y resistir a la erosión en algunos lugares, así como a la llama y al choque térmico. Así pues, la tendencia es utilizar electrofundidos ricos en alúmina, densos, conteniendo aluminato cálcico, refractarios ligeros de alúmina, y refractarios de 99 % de Al_2O_3 . Se incluye una breve discusión de los refractarios utilizados en zonas poco críticas.

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

C. M. J.

Aspectos de los equilibrios de fase en el comportamiento de los refractarios básicos.

M. J. O'HARA y G. M. BIGGAR, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, (GB), 69 (1970), 6, 243-251 (i).

Se utilizan los datos obtenidos en la literatura para construir diagramas de equilibrio de fases relativos a la cristalización de la periclasa dentro del sistema $SiO_2-Al_2O_3-MgO-CaO$. Mediante adecuadas proyecciones se obtienen diagramas bidimensionales que describen el comportamiento de los refractarios básicos. Los diagramas trazados relacionan los dominios líquidos con la naturaleza e importancia de las impurezas presentes. Se discute la preservación y aún el aumento del porcentaje de periclasa o de cualquier otra fase cristalina presente, cuando aumenta la temperatura del refractario. Se estudia el ataque por escorias desde el punto de vista del equilibrio de fases, lo cual se ilustra con ejemplos.

(15 figs., 12 refs.)

C. M. J.

Corrosión de ladrillos básicos por vapores alcalinos.

AKIRA YAMAGUCHI, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 7, 237-249 (j).

No obstante el hecho de que la periclasa es uno de los minerales más estables frente a los álcalis, los ladrillos de magnesia, formados casi exclusivamente de periclasa, sufren ataque por los vapores alcalinos. La razón radica en que los minerales silicatados, sobre todo forsterita, que forman el enlace entre los granos de periclasa no son tan resistentes a los vapores alcalinos. En el presente artículo se estudia el proceso de corrosión de ladrillos de forsterita por vapores de Na_2CO_3 y K_2CO_3 . Los productos de reacción iniciales entre Na_2CO_3 y forsterita fueron $2Na_2O \cdot 2MgO \cdot 3SiO_2$ y MgO y al aumentar el contenido en Na_2O los productos finales fueron $Na_2O \cdot MgO \cdot SiO_2$ y MgO . Con el K_2CO_3 los productos fueron siempre $K_2O \cdot MgO \cdot SiO_2$ y MgO .

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

C. M. J.

Fluencia de refractarios ricos en alúmina.

V. L. BURDICK y D. E. DAY, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 48 (1969), 12, 1.109-1.113 (i).

Se ha medido la deformación de materiales refractarios compuestos de 90 % de alúmina y 10 % de SiO_2 , entre 1.450° y 1.515° C a una tensión de compre-

sión de 100 psi. Se realizó una correlación entre la composición mineralógica y las velocidades de fluencia estacionaria y las correspondientes energías de activación. Las velocidades de deformación que oscilaron entre 1 y 6×10^{-1} %/min, fueron menores cuanto mayor fue el contenido en mullita. Las condiciones para la formación de mullita fueron el tratamiento térmico, las impurezas de óxido de sodio y la reactividad del grano de alúmina. Los tratamientos térmicos prolongados y el Na_2O aumentan la cantidad de mullita. Las muestras consistentes en alúmina sinterizada dopada con 0,5 % de Na_2O tienen menores velocidades de fluencia y menores energías de activación que las no dopadas.

(6 figs., 4 tablas, 8 refs.)

C. M. J.

Algunos efectos del ataque de refractarios por los óxidos de sodio, azufre y vanadio.

H. PRESSLEY, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, (GB), 69 (1970), 5, 205-210 (i).

Se han sometido probetas de refractarios a ciclos térmicos en presencia de vapores de SO_3 , Na_2SO_4 y NaVO_3 . Los resultados obtenidos se resumen del siguiente modo: los refractarios compuestos total o parcialmente de magnesita se combinan con la máxima cantidad de SO_3 a 1.100°C . Dentro de las condiciones del ensayo, el ciclado térmico de ladrillos con magnesita entre 760° y 1.040°C en presencia de SO_3 aumenta considerablemente la resistencia en caliente. Se atribuye este efecto al llenado de poros por la formación de MgSO_4 . En iguales condiciones, el efecto del vanadio es perjudicial. Los ladrillos de magnesia-cromo sufren menor ataque.

(2 figs., 6 tablas, 12 refs.)

C. M. J.

Reacciones hidrógeno-silice en refractarios. Parte II.

M. S. CROWLEY, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 49 (1970), 5, 527-530 (i).

Se estudia el efecto de la presión de hidrógeno sobre la deterioración de refractarios de sílice en atmósferas calientes. Las presiones máximas fueron de 300 psi, a temperaturas entre 1.200° y 2.600°F . La reacción hidrógeno-silice se realiza por un mecanismo de transferencia de masa controlado, y depende tanto del flujo de hidrógeno como de la temperatura. La temperatura mínima de reacción es de 1.700°F . La reacción de otros óxidos, con hidrógeno y/o con vapor de agua pueden contribuir a la deterioración. Los refractarios electrofundidos de alúmina y cemento de aluminato cálcico, con bajo contenido en sílice (1 %) han demostrado ser los más adecuados para resistir la acción del hidrógeno.

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

C. M. J.

SISTEMAS CERAMICA-METAL

Reacciones entre metales refractarios y nitruros aislantes a temperaturas elevadas.

T. SATA y T. URANO, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 1, 21-29 (j).

Algunos nitruros, BN, AlN y Si_3N_4 se utilizan como aislantes eléctricos a temperaturas moderadas. Los problemas aparecen cuando deben emplearse a temperaturas superiores a los 2.000°C . Se han investigado las reacciones entre dichos aislantes y metales refractarios como tungsteno y tántalo, hasta los 2.100°C bajo una atmósfera de argón.

En todas las reacciones en polvo entre el W y el BN, en distintas proporciones, entre 1.100° y 2.000°C durante 2 horas, se forma primero W_2B , seguido, en etapas, por WB, W_2B_5 y WB_4 , con desprendimiento de N_2 . Entre Ta y

BN, 50:50 molar, se forma TaN, TaB y una pequeña cantidad de TaB₂. Con el AlN, el W no reacciona en mezclas 50:50, a 2 horas de tiempo. El Ta forma TaN a los 1.600° C. Se observó vaporización de Al y AlN al aumentar la temperatura. En las reacciones con Si₃N₄ 50:50 con W y con Ta, por 2 horas, se formaron W₃Si₂ y WSi₂ y TaN y TaSi₂, y se observó vaporización de Si₃N₄ a los 1.400° C.

En la reacción entre compactos sinterizados de W y BN, se confirmaron la existencia de capas de reacción de W₂B y WB. Se determinó, a partir de la curva de Arrhenius, la energía de activación de formación de W₂B entre 1.270° y 1.360° C y dio un valor de 87,0 ± 17,0 Kcal/mol.

Las propiedades aislantes del BN con W sufren una caída a temperaturas superiores a 1.500° C debido a la formación de boruros conductores. Los boruros de tungsteno se oxidaron fácilmente en aire entre 400° y 600° C. Sus resistividades son del orden de las de los conductores metálicos. W₂B es débilmente paramagnético y WB y W₂B₃ diamagnéticos.

(12 figs., 5 tablas, 17 refs.)

C. M. J.

PRODUCTOS ESPECIALES

Irrupción científica en los materiales cerámicos superduros.

R. W. M. D'EYE, J. SHENNEN, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 22 (1970), 12, 752-753 (a).

Investigadores atómicos británicos han obtenido un nuevo material cerámico. Si bien este material se utilizó primeramente como depósito de carburante en los reactores atómicos, tiene además un amplio campo de utilización en la industria común y podría variar numerosos procesos industriales en los cuales sería ventajoso disponer de soportes o de otras piezas altamente refractarias, más duras, más lisas y más resistentes al impacto. En esta comunicación dos científicos de la United Kingdom Atomic Energy Authority (UKAEA) que han participado en estos trabajos describen el material indicado.

(1 fig., 1 tabla)

C. S. C.

Cerámica de óxido de aluminio. Un material cumbre de la técnica.

H. STOLL, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 22 (1970), 12, 741-743 (a).

Las elevadas exigencias de la técnica, en continuo desarrollo, para los materiales cerámicos clásicos utilizados con fines industriales, han conducido al desarrollo de productos de alto contenido en alúmina, los cuales han producido elevados y probados beneficios en numerosos campos industriales. Teniendo en cuenta la bibliografía existente se indican las distintas clases de materiales y su utilización técnica adecuada.

(1 fig.)

C. S. C.

Efecto de las adiciones de alúmina sobre los constituyentes cristalinos y las propiedades de sinterización de porcelanas eléctricas.

S. K. KHANDELWAL y R. L. COOK, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 49 (1970), 5, 522-526 (i).

Se investigaron 50 composiciones para estudiar el efecto de adiciones de alúmina en porcelanas eléctricas. Se midieron el módulo de ruptura, la densidad, la porosidad y los constituyentes cristalinos presentes para varias temperaturas

de sinterización. Los resultados demuestran un sustancial incremento en la resistencia cuando se reemplaza la sílice por alúmina, debido a su aumento en la fase vítrea y a su presencia como constituyente cristalino. El contenido en mullita depende de la temperatura de sinterización y de la composición dosificada. El aumento del contenido en alúmina en la fase vítrea decrece la formación o la velocidad de disolución de la mullita. El contenido de mullita no ejerce ningún efecto sobre la resistencia de la porcelana. Al aumentar la temperatura, la velocidad de disolución de cuarzo es mucho más rápida que la de la alúmina.

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

C. M. J.

Magnesia prensada en caliente.

R. HANNA, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 49 (1970), 5, 548-549 (i).

Esta nota representa el resultado de una investigación de la acción catalítica de las sales de amonio en el prensado en caliente de MgO. Estas sales se han escogido debido a su descomposición a temperaturas elevadas, sin dejar rastros en el sólido compactado. Los mejores resultados se obtuvieron con el fluoruro de amonio, que dio probetas translúcidas y con la densidad teórica. La presión de prensado descende un 40 % por la acción catalítica del FNH_4 .

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

C. M. J.

Efecto de la estructura laminar del talco y del caolín sobre la isotropía de los productos de esteatita.

S. A. ABDEL-HADY, A. S. EL-HETI y M. S. FARAG, *Sprechsaa.*, (RFA), 103 (1970), 24, 1.088-1.089 (a).

Los productos de esteatita se obtuvieron prensando mezclas homogéneas de 95 % de talco y 5 % de caolín y cociendo a 1.360° C las piezas obtenidas. Se estudió la anisotropía magnética de las piezas en verde, en función de la presión de prensado, y la de las piezas cocidas en función del tiempo de humectación. Se utilizó el método de Krishnan.

Los resultados demostraron que existe una simetría, casi circular, perpendicularmente a la dirección de prensado. La anisotropía de las piezas en verde aumenta al aumentar la presión, y la de las piezas cocidas es constante siempre que se mantengan las condiciones de cocción.

(1 tabla, 6 refs.)

C. S. C.

Condensadores de lámina delgada preparados a partir de vitrocerámicos conteniendo PbO y TiO₂.

T. KOKUBO y M. TASHIRO, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 2, 58-63 (i).

Se obtuvo un condensador de lámina delgada, con una constante dieléctrica de 94 y $\tan \delta$ de 0,0130 a 10⁶ c/s, por sinterización de un polvo de vidrio del sistema $\text{SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-PbO-TiO}_2$, sobre un soporte de alúmina, a 600° C. La lámina de vidrio se transformó en vitrocerámico durante la cocción. La dependencia respecto de la temperatura de la constante dieléctrica del condensador fue casi lineal entre la temperatura ambiente y 27L°C, con un coeficiente de 0,00083/°C.

Se ha encontrado que los vidrios que reblandecen antes de la cristalización pueden emplearse para preparar condensadores de constante dieléctrica elevada. Por otra parte, se forman muchas grietas, que producen descensos en el valor de dicha constante.

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

C. M. J.

Crecimiento de monocristales de $\text{Pb}(\text{Zn}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ y sus propiedades.

YOSHIHIRO MATSUO, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 7, 213-220 (j).

Se obtuvieron monocristales de $3 \times 3 \times 2$ mm. de tamaño, crecidos a partir de un flujo de PbO a 1.150°C , enfriando a razón de 25°C/hr . Los cristales poseen una estructura de tipo perovskita, con una red romboédrica de parámetros $a = 4.063 \pm 0.003 \text{ \AA}$ y $\alpha = 88^\circ 55' \pm 5'$. Los cristales no mostraron descomposición térmica a 1.000°C en aire, excepto en sus superficies. Se ha hallado que la temperatura de la constante dieléctrica máxima aumenta con el incremento de la razón Zn/Nb . La transición ferroeléctrica-paraeléctrica es de un orden superior al 1.º, puesto que no presenta histéresis en la dilatación térmica, y se observa un cambio gradual y uniforme de la anisotropía óptica a través de todo el cristal.

(10 figs., 3 tablas, 18 refs.)

C. M. J.

Propiedades piezoeléctricas y transiciones de fase de cerámicos de soluciones sólidas en el sistema $\text{PbIn}_{1/2}\text{Nb}_{1/2}\text{O}_3$ - PbTiO_3 .

U. KODAMA, M. OSADA, O. KUMON y T. NISHIMOTO, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 48 (1969), 12, 1.122-1.124 (i).

Las soluciones sólidas en el sistema $\text{PbIn}_{1/2}\text{Nb}_{1/2}\text{O}_3$ - PbTiO_3 tienen una frontera de fase tetragonal-pseudocúbica, con una constante dieléctrica máxima de 2.000 y un factor electromecánico de acoplo de 0,4 a 37 y 33 mol % de PbTiO_3 respectivamente. Su comportamiento se asemeja al de otros sistemas con una frontera de fase morfológica entre fases ferroeléctricas.

(5 figs., 9 refs.)

C. M. J.

Producción y propiedades de capas-resistencia interiores en la cerámica BaTiO_3 semiconductor.

H. BRAUER, R. MUSCHKE, *Keram. Zeitsch.*, (RFA), 22 (1970), 12, 735-741 (a).

La elevación de resistencia observada en la cerámica de titanato de bario semiconductor, cuando aumenta la temperatura hasta un valor superior al de la temperatura de Curie ("conductores fríos"), está originada fundamentalmente por trazas de cobre o de hierro, que se encuentran incluidas en los límites intergranulares. Para conseguir una elevación óptima de la resistencia son suficientes adiciones de 10^{-3} % en peso de CuO , o de Fe_2O_3 . Si se aumentan estas cantidades se obtiene material aislante, con una constante dieléctrica efectiva muy elevada (hasta 10^6). Se producen entonces transiciones pn internas heterogéneas que actúan como capas-resistencia. De esta forma se puede fabricar una capa condensador resistencia de cerámica con una rigidez dieléctrica extraordinariamente elevada.

(13 figs., 7 refs.)

C. S. C.

Abrasión y dependencia respecto de la temperatura de la fricción interna de algunas ferritas policristalinas.

T. NISHIKAWA y A. IKEDA, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 8, 256-263 (j).

Las medidas se realizaron con una técnica de resonancia sónica. La resistencia a la abrasión de las ferritas se discute con respecto a la fricción interna de los límites intergranulares. La curva módulo de Young-temperatura muestra un cambio discontinuo en la vecindad del punto de Curie. A temperaturas superiores a los 600°C se observa una fricción interna grande que se atribuye a la inelasticidad de los límites intergranulares. La temperatura máxima de la fric-

ción interna cambia con la porosidad y los aditivos. La adición de una pequeña cantidad de SiO_2 a una ferrita de manganeso proporciona una mejor resistencia a la abrasión.

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

C. M. J.

Propiedades magnéticas de una ferrita de bario formada por cristalización de un vidrio.

B. T. SHIRK y W. R. BUESSEM, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 53 (1970), 4, 192-196 (i).

Se preparó un vidrio de composición molar % 0,265 B_2O_3 , 0,405 BaO , 0,33 Fe_2O_3 por una técnica de congelación rápida. Cuando el vidrio se trata térmicamente, se exsuelve hasta un 45 % en peso de $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ como la única fase magnética. Las medidas magnéticas de vidrios calentados a diversas temperaturas muestran que existe un comportamiento de tipo superparamagnético, dependiente de la historia térmica. El volumen de una partícula típica superparamagnética (calculado a partir de los resultados magnéticos) es el de una esfera de 47 Å de diámetro. Los campos coercitivos intrínsecos de dos de los vidrios fueron independientes de la temperatura entre 77° y 300° K. Otro de los vidrios posee un H_{ci} de 5.350 Oe a 300° K. En apariencia, el modelo de rotación coherente de Stoner y Wolhfarth describe bien el comportamiento del $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$. El tamaño crítico de los monodominios es de 0,5 μ . Una interesante particularidad de este sistema es que el polvo de ferrita puede extraerse de la matriz bórica por lavado con un ácido débil.

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

C. M. J.

Iodato de amonio. Un material ópticamente no lineal de utilidad potencial

G. R. CRANE, J. G. BERGMAN JR. y A. M. GLASS, *Jour. Amer. Ceram. Soc.* (USA), 52 (1969), 12, 655-657 (i).

El grupo espacial del iodato de amonio, determinado por fotografía y observaciones de las características relacionadas con la simetría, es el $Pna2_1$. Las constantes de red son $a_0 = 6,3740 \pm 0,0005$, $b_0 = 6,4115 \pm 0,0005$ y $c_0 = 9,1706 \pm 0,0005$ Å. El cristal es piezoeléctrico a lo largo de los tres ejes, y piroeléctrico, con $dP/dT \simeq (3 \pm 1) \times 10^{-9}$ C/cm²°C a lo largo del eje C_0 a la temperatura ambiente. A 85° C se observa una transición de primer orden a una fase piezoeléctrica no polar.

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

C. M. J.

Prensado en caliente de mezclas de ZrB_2 y MoSi_2 .

M. KINOSHITA, S. KOSE e Y. HAMANO, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 2, 64-73 (j).

Se emplearon moldes de grafito, presiones de 200 Kp/cm² y temperaturas entre 1.500° y 2.200° C. La contracción se midió durante el prensado, mediante un dilatómetro, por debajo de los 2.000° C. Se midió la densidad final y se calculó la variación de densidad durante el proceso. Las microestructuras se observaron con microscopio óptico y con microsonda electrónica. Se estimó la resistencia a la oxidación calentando en aire entre 860° y 1.600° C y midiendo los cambios de peso. La densificación del ZrB_2 se aceleró fuertemente con la adición de pequeñas cantidades de MoSi_2 . No se detectó después ningún otro compuesto por rayos X. El mojado del ZrB_2 por MoSi_2 parece ser bueno según se desprende de la observación de las microestructuras. Los compactos mostraron una buena resistencia a la oxidación con el incremento en el contenido de MoSi_2 .

(15 figs., 28 refs.)

C. M. J.

Carburo de silicio de tipo wurtzita obtenido por un método de sublimación y estabilidad térmica de los politipos básicos del SiC.

Y. INOMATA y Z. INOCU, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 4, 133-138 (j).

Se han obtenido por sublimación contactos táctiles de SiC de tipo 2H. A partir de los resultados experimentales y de los resultados de ensayos realizados con mezclas de polvo de silicio y de grafito de gran pureza, se discute la estabilidad térmica de los politipos básicos de SiC. Las conclusiones son las siguientes: 1) La forma β se desarrolla en todo intervalo de temperaturas bajo condiciones de supersaturación elevada. 2) La fase inicial aparecida a partir del β -SiC por calentamiento es la 6H por encima de los 1.600° C y 4H y 2H por debajo de 1.400° C. 3) Los tipos 2H, 3C, 4H y 6H son estables en los siguientes márgenes de temperaturas: por debajo de 1.400° C; 1.400° ~ 1.600° C; 1.600° ~ 2.100° C, y por encima de 2.100° C. El tipo 15R es inestable en cualquier intervalo de temperatura.

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

C. M. J.

Efectos de la presión elevada dentro del sistema U-C.

MILTON C. KRUPKA, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 48 (1969), 12, 1.133-1.136 (i).

El estudio se ha realizado entre la temperatura ambiente y 1.500° C. Las medidas resistencia-presión a temperatura ambiente se hicieron hasta 50 kbars. Se estudiaron composiciones mono y difásicas, oscilando entre $UC_{0,97}$ y $UC_{2,11}$. Se ha obtenido una síntesis de U_2C_3 de elevado rendimiento a temperaturas y presiones elevadas. Se ha observado una aceleración de la velocidad de reacción sobre la obtenida por técnicas normales de recocido.

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

C. M. J.

Dilatación térmica de materiales compuestos grafito-ZrC extrusionados.

L. R. COWDER, R. W. ZOCHER, J. F. KERRISK y L. L. LYON, *J. Appl. Phys.*, (USA), 41 (1970), 13, 5.118-5.121 (i).

Se ha medido la dilatación térmica de compuestos grafito-ZrC extrusionados en el intervalo de temperaturas de 20° a 2.500° C y para una serie de composiciones de 0 a 40 % en fracción de volumen de carburo; las medidas se realizaron paralela y perpendicularmente al eje de extrusión. Se compararon los resultados experimentales con los calculados mediante los datos sobre las constantes elásticas de los materiales que forman el compuesto, y los resultados son los de una buena correlación.

(3 figs., 2 tablas, 11 refs.)

C. M. J.

Efecto del dopado por aluminio sobre la estabilidad térmica de las formas 4H y 6H del carburo de silicio.

M. MITOMO, Y. INOMATA y M. KUMANOMIDO, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 7, 224-228 (j).

El estudio se realizó en las temperaturas comprendidas entre 2.000° y 2.400° C. Los resultados pueden resumirse en los puntos siguientes: 1) La forma 4H se estabiliza con la adición de aluminio, y pueden cambiarse mutuamente las formas 4H y 6H, por inclusión y exclusión del aluminio. 2) La estabilidad de la forma 4H dopada se atribuye a la distorsión causada por el aluminio en la red. 3) La forma 15R parece ser inestable bajo las condiciones del trabajo presente.

(4 figs., 4 tablas, 19 refs.)

C. M. J.

Síntesis de nitruro de boro cúbico.

H. SAITO, M. USHIO y S. NAGAO, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 1, 1-8 (j).

Se utilizaron como agentes catalizadores, aleaciones Fe_3Al , $\text{Ag}_{18}\text{Cd}_{82}$ y $\text{Ag}_{58}\text{Cd}_{42}$ y el proceso se realizó mezclando una parte de catalizador con cuatro partes de nitruro de boro hexagonal en un tubo de platino. El tubo se llenó según tres modelos: tipo emparedado, mezcla homogénea de catalizador y nitruro de boro, y catalizador en forma de barra. El conjunto se colocó durante 30 min. a una presión máxima de 80 kbars y 2.200°C de temperatura. El nitruro de boro formado se aisló de la mezcla y se identificó por rayos X, ensayos de dureza y otras técnicas.

Con el empleo de Fe_3Al , se obtuvo nitruro de boro cúbico, con una estructura semejante a la de la blenda, a 1.550°C y 45 kbars. El tamaño de cristal fue de $80\ \mu$. El nitruro de boro hexagonal en polvo, mostró un aumento en el tamaño de cristal con temperaturas y presiones crecientes. La línea de equilibrio de ambas fases se localizó entre una ampliación de la línea experimental de Wentorf y la calculada a partir de los datos termodinámicos.

Con las aleaciones $\text{Ag}_{18}\text{Cd}_{82}$ y $\text{Ag}_{58}\text{Cd}_{42}$ se puede obtener nitruro de boro cúbico a 1.000°C y 32 kbars, con mayores rendimientos a temperaturas y presiones superiores. El tamaño de cristal fue de 80 y $150\ \mu$ respectivamente. La aleación de plata y cadmio se difundió en el nitruro de boro hexagonal con una velocidad de 0,10 mm/min.

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

C. M. J.

VIDRIOS

Utilización de la ecuación de dilución de flujo continuo como un instrumento para juzgar y controlar los cambios en el vidrio en un horno continuo de fusión.

AARON K. LYLE, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 48 (1969), 12, 1.118-1.121 (i).

La ecuación exponencial sencilla, $F_n = 1 - \exp(-tr/T)$, F_n fracción de nuevo vidrio formado a la salida del horno después de un tiempo t , cuando el horno contiene T toneladas de vidrio, y está siendo extraído a la velocidad r , representa con exactitud los datos experimentales sobre la velocidad de cambio del vidrio en un horno continuo. Se representa una tabla, útil para simplificar los cálculos. Se señala un procedimiento para conseguir cambios de color aceleradamente, y se presentan los datos correspondientes a un cambio real. Se sugiere una relación entre el tiempo de transición y la homogeneidad. La forma diferencial de la ecuación exponencial se utiliza para predecir la magnitud de un cambio accidental a partir de la observación de la velocidad de cambio representada por medidas de densidad.

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

C. M. J.

Durabilidad química de envases de vidrio. Ensayos según ASTM C-225.

P. B. ADAMS y J. K. LUNNEY, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 49 (1970), 5, 542-548 (i).

Se estudia la pureza del agua necesaria para realizar el ensayo indicado. Los resultados indican que concentraciones de iones metálicos superiores a 0,1 ppm influyen en los resultados de la valoración, así como en la reacción con el vidrio. Es posible preparar agua de gran pureza ($0,07\ \mu\text{mho } \varnothing$ de conductividad), de un

modo fácil y económico, por cambio iónico. La evolución de los distintos métodos de preparación del agua muestran que: 1) la utilización de vidrio poroso como indicador de trazas de contaminación, da resultados erráticos, debido quizá a la sílice añadida por el mismo vidrio; 2) un sistema posible es el de añadir grandes concentraciones de impurezas para enmascarar el efecto de los menores niveles; 3) el agua desionizada de gran pureza puede dar resultados imprecisos. Los dos últimos párrafos exigen trabajos posteriores. El análisis espectrofotométrico de llama puede reducir errores, ser más apropiado para la reacción vidrio-agua y mejorar la precisión.

(2 figs., 10 tablas, 8 refs.)

C. M. J.

ANALISIS Y ENSAYOS

Determinación electroóptica del tamaño de partículas.

H. H. KÄS y R. BRÜCKNER, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, (RFA), 47 (1970), 11, 737-738 (a).

Se hace una aclaración sucinta sobre la determinación práctica de los valores K_{ik} que intervienen en la evaluación electroóptica de la distribución del tamaño de grano.

(1 fig., 2 refs.)

C. S. C.

Imprecisión de las medidas dilatométricas y su importancia en el laboratorio cerámico.

P. THORMANN, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, (RFA), 47 (1970), 12, 769-773 (a).

Las investigaciones efectuadas mediante un dilatómetro diferencial corriente están llenas de errores, cuya magnitud muy pocas veces se conoce. Además se echa de menos la existencia de observaciones precisas de los factores que pueden constituir errores y de una delimitación en la imprecisión de medida admisible. Tomando como base experimentos comparativos efectuados en círculos de miembros de comités de normas de ensayo de materiales y en cooperación con comités internacionales, se han elaborado propuestas, de las cuales da cuenta el autor. (Las propuestas han cristalizado en proyectos de normas y se han publicado en las hojas 1 a 5 de DIN 51045). En ellas se han tenido presentes las dificultades de comparación de los datos obtenidos en las medidas y las conclusiones se refieren ante todo a la determinación de los errores del aparato y a la corrección de los valores de las medidas. Se indica cómo se produce el error de medida y qué magnitudes de los factores de error influyen significativamente a este respecto. Se discuten detalladamente las inseguridades de lectura y su importancia sobre la imprecisión de las medidas y se acompañan de diagramas, de forma que pueden extraerse conclusiones. De aquí se obtienen especificaciones de precisión que han sido incluidas en los proyectos de normas.

(6 figs., 1 tabla)

C. S. C.

Reología de alta temperatura en materiales cerámicos. V. Aparato para la medida dinámica del frotamiento interno en los sólidos.

H. V. HENNICKE y H. SCHLÜßLER, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, (RFA), 47 (1970), 12, 780-783 (a).

Se describen los nuevos adelantos del aparato de oscilaciones de flexión utilizado para la determinación del frotamiento interno y del módulo dinámico E.

en el intervalo de temperatura comprendido entre 20° y 1.300° C. Se describen y se discuten especialmente las dificultades producidas principalmente por los fenómenos de resonancia parásitos, así como la forma de eliminarlos.

(4 figs., 4 refs.)

C. S. C.

Reología de alta temperatura en materiales cerámicos. IV. Relaciones tensión-deformación en el ensayo de torsión de ladrillos básicos químicamente aglomerados.

H. W. HENNICKE y F. TOMOSU, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, (RFA), 47 (1970), 11, 727-730 (a).

Se informa sobre los resultados obtenidos en medidas de tensión-deformación en el ensayo de torsión a temperatura elevada, de refractarios básicos químicamente aglomerados, variando en ellos el aglomerante. Según estos ensayos, la deformación angular o bien aumenta en un sentido al aumentar el tiempo o bien presenta variaciones cíclicas en los dos sentidos aumentando la amplitud linealmente. Es posible obtener indicaciones sobre la deformación a partir de la cual, por aparición de grietas incipientes el proceso pasa desde el comportamiento viscoso-elástico, prácticamente lineal, a un comportamiento de histéresis no lineal. La magnitud de las tensiones correspondientes depende del aglomerante, de la temperatura de ensayo y del tiempo de ensayo.

(10 figs., 7 refs.)

C. S. C.

Ensayos de fatiga de cerámicos ricos en alúmina.

B. K. SARKAR y T. G. J. GLINN, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, (GB), 69 (1970), 5, 199-203 (i).

Dos cerámicos comerciales ricos en alúmina sometidos a ciclos simples o repetidos, térmicos y mecánicos, muestran un comportamiento a la fatiga bien definido. Las curvas de fatiga presentan una meseta característica correspondiente a tensiones elevadas, seguido por un progresivo aumento del endurecimiento con la disminución de las tensiones. Se ha encontrado un límite práctico de fatiga a un 50 % de la resistencia a la flexión para las condiciones mecánicas. Se demuestra la influencia de la frecuencia de los ciclos y del medio ambiente y la importancia de los efectos de la fatiga estática.

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

C. M. J.

Capacidad de deformación de los muros de obra.

K. PIEPER y D. NAGE, *Ziegel Ind.*, (RFA) (1971), 1, 6-10 (a).

Los deterioros debidos a grietas, observadas en muchas construcciones, fueron objeto de estudios para saber si puede evitarse o calcularse previamente la formación de grietas. El estudio efectuado por los autores intenta brindar a la realización práctica, la posibilidad de determinar los movimientos que pueden esperarse en un muro de obra.

(9 figs.)

C. S. C.

Ensayo de cizalla en los muros.

K. PIEPER y W. TRANTSCH, *Ziegel Ind.*, (RFA) (1971), 1, 11-13 (a).

La relación desfavorable entre resistencia de los ladrillos y resistencia del muro de obra no ha de atribuirse en último término al bajo valor de la tensión de cizalla admitida. El presente estudio indica que la tensión de cizalla permi-

tida para un muro de obra de ladrillo, determinada por 2 Kp/cm², es muy baja y que para el porvenir parecen justificados valores más altos.

(4 figs., 2 tablas)

C. S. C.

QUIMICA Y FISICA DEL ESTADO SOLIDO

Hidratación de magnesia electrofundida.

M. MAEDA, N. SHIKAYAMA y T. KATO, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 3, 81-91 (j).

El objetivo inicial del presente trabajo fue el estudio de la resistencia a la hidratación de magnesia electrofundida, realizado en autoclave a 9 atm. durante 3 horas. Las probetas fueron granos de 125 a 250 μ obtenidos por molienda y tamizado de los bloques de magnesia electrofundida. Los resultados mostraron que existe una gran dispersión en los incrementos de peso por hidratación entre las muestras de la misma clase, y de la misma hornada. Las causas parecen deberse a la compleja distribución de agua y vapor dentro del autoclave durante la operación.

(6 figs., 7 tablas, 24 refs.)

C. M. J.

Sobre la hidratación del sulfato cálcico hemihidrato.

M. DAIMON, K. H. RHEE y R. KONDO, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 8, 277-282 (j).

El estudio se ha realizado mediante una técnica de medida de conducción calorimétrica. El proceso de hidratación puede explicarse por disolución y recristalización, como sigue: el sulfato cálcico hemihidrato se disuelve en la fase líquida y los núcleos de sulfato cálcico dihidrato aparecen y crecen como cristallitos. Se forma una pequeña cantidad en la superficie del grano debido a la humedad atmosférica, y este dihidrato así producido juega un papel muy importante en el proceso de hidratación, puesto que actúa como núcleo de desarrollo. El hemihidrato β tiene una mayor superficie específica y por ello se disuelve más rápidamente que la forma α . Por su parte la producción de dihidrato en la superficie puede ser retardada por acción de la anhídrita existente.

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

C. M. J.

Estudio cinético por infrarrojos de las reacciones a temperatura elevada de caolinita sintética.

K. J. D. MACKENZIE, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 52 (1969), 12, 635-637 (i).

Se utilizó un método basado en los infrarrojos para estudiar las cinéticas de transformación de una caolinita sintética en mullita. La comparación de los datos sugiere que el mecanismo es similar al de una caolinita natural, aunque la energía de activación es superior, debido a la falta de cationes de impurezas promotores de nucleación. Los datos de infrarrojo de altas temperaturas indican que hay poca o ninguna diferencia en la coordinación catiónica de las fases intermedias, pero el cambio de coordinación fundamental, probablemente la acomodación del aluminio en lugares tetraédricos bien definidos, ocurre durante los últimos estadios de la formación de mullita.

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

C. M. J.

Aumento de la resistencia a la hidratación del óxido de calcio.

I. B. CUTLER, R. L. FÉLIX y L. P. CAYWOOD JR., *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 49 (1970), 5, 531-533 (i).

Puede aumentarse la resistencia a la hidratación del óxido de calcio, por formación de una capa protectora de CaCO_3 sobre la superficie. Se muestra la ganancia en peso como evidencia de la formación de dicha capa. Los experimentos se realizaron en una atmósfera de CO_2 entre 340° y 882° C. Los ensayos de hidratación acelerada se realizaron en agua a temperatura ambiente, midiendo la pérdida de peso de discos de CaO debida a la formación de hidróxido cálcico.

(4 figs., 7 refs.)

C. M. J.

Reacción de la caolinita con el carbonato y con el sulfato de bario.

E. R. SEGNET y T. GELB, *Jour. Aus. Ceram. Soc.*, (A), 6 (1970), 1, 12-18 (i).

El carbonato de bario reacciona rápidamente con la caolinita por encima de 800° C para formar $\text{BaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$ hexagonal. Los cuerpos prensados en seco y cocidos entre 950° y 1.050° C desarrollan una considerable resistencia mecánica. El sulfato de bario no reacciona con la caolinita a dichas temperaturas a no ser en condiciones reductoras. Las reacciones se siguieron con ATD, ATG, TGD y rayos X, y se estudiaron la porosidad y microestructura de los cuerpos obtenidos.

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

C. M. J.

Crecimiento de grano en la sinterización en vacío de alúmina obtenida por descomposición térmica de sulfato de aluminio.

S. KATO y T. IGA, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 6, 205-211 (j).

Se prepararon dos series de muestras: con y sin 0,05 % en peso de MgO y se sinterizaron a temperaturas comprendidas entre 1.550° y 1.700° C, con tiempos de 15 a 120 minutos. Los resultados obtenidos son los siguientes: 1) El crecimiento de grano de las probetas con MgO puede representarse por la ecuación $D - D_0 = Kt^n$, con un valor de $n = 0,31$. La energía de activación es de 155 Kcal/mol. 2) En las series sin MgO se observa crecimiento exagerado de grano a 1.550° C con tiempos superiores a 30 min. y a 1.600° C por encima de los 15 min. 3) En las probetas en que hubo crecimiento exagerado de grano localmente, no se observó crecimiento normal en ninguna zona. 4) Las zonas de crecimiento exagerado se corresponden con las zonas de mayor densidad en verde. 5) El punto crítico para el crecimiento exagerado corresponde a una porosidad cerrada de un 6 %. 6) Cuando las probetas con cristales grandes locales se volvieron a calentar en vacío después de añadir una pequeña cantidad de MgO , los cristales grandes conservaron su forma y tamaño, mientras que en las zonas de cristales normales, el crecimiento posterior fue normal, aunque el tamaño final fue mayor que en las muestras con MgO inicialmente añadido.

(9 figs., 5 refs.)

C. M. J.

Densificación y conductividad eléctrica de mezclas ZrO_2 - CeO_2 prensadas en caliente.

S. KOSE, M. KINOSHITA e Y. HAMANO, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 9, 307-318 (j).

El prensado se realizó en moldes de grafito, entre 1.400° y 1.700° C. La contracción durante la sinterización se midió con una técnica dilatométrica. Los

datos de densificación para los conceptos de ZrO_2 sin aditivos se interpretaron de acuerdo con la ecuación de Murray basada en un mecanismo de flujo plástico, y con la ecuación de Fryer de un mecanismo de difusión aumentada por tensiones. El análisis de rayos X probó la formación de una estructura de tipo pirocloro $Ce_2Zr_2O_7$ en las mezclas ZrO_2 - CeO_2 prensadas en atmósferas reductoras, estructura que cambia fácilmente a soluciones sólidas tetragonales de ZrO_2 por oxidación a $1.500^\circ C$. La conductividad térmica de las probetas oxidadas se midió en un doble puente de Kelvin entre 500° y $1.500^\circ C$. La máxima conductividad se alcanzó para composiciones de 80 mol % CeO_2 , 20 mol % ZrO_2 , dentro de cada isoterma. El máximo valor fue $1,15 \text{ ohm}^{-1} \text{ cm}^{-1}$ para $1.500^\circ C$.
(18 figs., 35 refs.) C. M. J.

Cinéticas de fusión y cristalización de cristobalita.

F. E. WAGSTAFF, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 52 (1969), 12, 650-654 (i).

Se determinaron las cinéticas de fusión y cristalización de cristobalita cerca del punto de fusión, por medidas de la cristalización interna en sílice vítrea. Ambos procesos siguen cinéticas lineales de crecimiento y pueden representarse adecuadamente por la ecuación $\mu = A\Delta T/\eta$. El análisis de los datos de cristalización y la observación de la morfología de los cristales indican que el proceso de cristalización se verifica por un mecanismo de crecimiento continuo. La fusión es heterogénea, y se realiza únicamente en la intercara vidrio-cristal y a lo largo de los límites intergranulares.

(10 figs., 21 refs.)

C. M. J.

Crecimiento de cristales en el sistema B_2O_3 -PbO.

R. J. EAGAN, J. P. DE LUCA y C. G. BERGERON, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 53 (1970), 4, 214-219 (i).

Se ha determinado la relación temperatura-velocidad de crecimiento de cristales de PbO - $2B_2O_3$ a partir de fusiones de borato de plomo con razones PbO/B_2O_3 de $1/3$, $1/2$, $2/3$ y $1/1$. Las máximas velocidades de crecimiento se desarrollan en las fusiones con un ligero exceso de PbO . Los resultados se explican de acuerdo con las modificaciones en la estructura de la fusión en la zona interfacial cuando cambia el contenido de PbO . Tales cambios afectan notablemente la fluidez de la fusión, alteran la concentración de las especies cristalizables y pueden reducir la fuerza que gobierna la cristalización.

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

C. M. J.

Crecimiento de películas de nitruro de silicio a partir de una fase de vapor, y resistencia dieléctrica a corriente continua.

P. S. SCHAFFER y B. SWAROOP, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, (USA), 49 (1970), 5, 536-538 (i).

Se han preparado películas de 5.000 \AA de espesor de nitruro de silicio amorfo y libre de macroporosidad, a partir de una reacción en fase gaseosa entre amoníaco y silano, en un medio constituido por hidrógeno, y a temperaturas entre 825° y $1.150^\circ C$. En estas condiciones la velocidad de crecimiento del NSi aumenta desde 0 a $825^\circ C$, hasta $575 \text{ \AA}/\text{min}$ a $1.150^\circ C$. La velocidad de ataque por FH decrece desde $4,5 \text{ \AA}/\text{seg}$ para películas desarrolladas a $875^\circ C$, hasta $1,5 \text{ \AA}/\text{seg}$ para películas a $1.150^\circ C$. Se prepararon compuestos metal-nitruro de silicio y metal-óxido-nitruro de silicio para determinar la resistencia dieléctrica a corriente continua. Las películas de nitruro mostraron una acusada perforación a campos de $10^7 \text{ V}/\text{cm}$.

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

C. M. J.

Difusión de hierro y níquel en monocristales de óxido de magnesio.

S. L. BLANK y J. A. PASK, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 52 (1969), 12, 669-675 (i).

Se estudiaron los mecanismos y las cinéticas de difusión en los sistemas $\text{Fe}_x\text{O-MgO}$ (vacío), NiO-MgO (vacío y aire) y $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ (aire). En el sistema $\text{Fe}_x\text{O-MgO}$, el hierro entra en el MgO por una reacción redox; la difusividad y la energía de activación dependen de la concentración mutua. En el sistema NiO-MgO en aire la difusividad depende de la concentración pero no la energía de activación; en vacío, ambos parámetros son independientes de la concentración. En el sistema $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{-MgO}$, en la fase MgO los dos parámetros son independientes de la concentración. La formación de iones trivalentes y por tanto la creación de vacantes en los sistemas $\text{Fe}_x\text{O-MgO}$ y NiO-MgO (aire) influyó sobre la dependencia de la difusividad respecto de la concentración. La dependencia de la energía de activación en el sistema $\text{Fe}_x\text{O-MgO}$ está asociada con los cambios estructurales debidos a la variación de la razón Fe^{3+} octaédricos/ Fe^{3+} tetraédricos. En el sistema $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ los cambios estructurales no ocurren durante la difusión puesto que la razón anterior permanece constante.

(9 figs., 1 tabla, 33 refs.)

C. M. J.

Difusión de nitrógeno en UN medido por activación de partículas alfa de ^{15}N .

J. B. HOLT y M. Y. ALMASSY, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 52 (1969), 12, 631-635 (i).

Se utilizó una nueva técnica, basada en la reacción de activación $^{15}\text{N}(\alpha, n)^{18}\text{F}$, para medir los coeficientes de autodifusión del nitrógeno en UN. Las temperaturas oscilaron entre 1.700° y 2.000° C y las presiones de N_2 entre 7 y 603 torr. Los coeficientes obtenidos estuvieron en concordancia con los resultados de un estudio realizado por un método de cambio gaseoso. No se encuentra ningún significado importante respecto a la energía de activación debido a que el UN no es estequiométrico bajo estas condiciones de trabajo, y no se conoce la relación entre la composición y la presión de N_2 . Los resultados son compatibles con la difusión intersticial de nitrógeno.

(4 figs., 2 tablas, 11 refs.)

C. M. J.

Equilibrio de fases en el sistema $\text{MgO-H}_2\text{O}$ a temperaturas y presiones elevadas.

S. YAMAOKA, O. FUKUNAGA y S. SAITO, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 53 (1970), 4, 179-181 (i).

Se investigó el equilibrio de fases del sistema $\text{MgO-H}_2\text{O}$ desde 500° a 1.450° C y desde 5 a 40 kbars, mediante una técnica de congelación, utilizando un aparato de cilindro y pistón. La brucita descompone a periclase y vapor a 810° C y 10 kbars, 945° C y 20 kbars, 1.000° C y 32 kbars y 975° C y 40 kbars. La pendiente de la curva de descomposición P-T se vuelve más acusada al crecer la presión, se hace infinita a 32 kbars y 1.000° C y negativa por encima de 32 kbars. La extrapolación de esta curva a menores presiones concuerda bien con los datos de otros autores que utilizaron técnicas hidrotérmicas.

(6 figs., 12 refs.)

C. M. J.

Separación de fases por descomposición espinodal en el sistema tetragonal.

V. S. STUBICAN y A. H. SCHULTZ, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 53 (1970), 4, 211-214 (i).

Se calcularon las curvas de descomposición espinodal coherente según las direcciones [001] y [100] para el sistema $\text{TiO}_2\text{-SnO}_2$. Dentro de la curva [001]

las soluciones cristalinas descomponen según una fase modulada compuesta de placas ricas en TiO_2 y en SnO_2 , perpendiculares a la dirección [001]. No se observó modulación de estructuras en composiciones y temperaturas entre la curva [001] y la de equilibrio. Las cinéticas de la descomposición mostraron que la l.d.o. de la modulación decrece en los primeros estadios de la separación, alcanzando unos mínimos de 110 Å a 925° C, 170 Å a 1.000° C y 240 Å a 1.150° C. En el segundo estado, una vez perdida la coherencia, la l.d.o. aumenta. Los cálculos teóricos necesarios para hallar la energía libre elástica por unidad de volumen necesaria para causar fluctuaciones de composición en el proceso espinal se realizaron para el sistema tetragonal. Los cálculos se dieron para una dirección arbitraria y comprendieron a las constantes elásticas. La predicción teórica y los resultados experimentales para el sistema TiO_2 - SnO_2 estuvieron en buena concordancia.

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

C. M. J.

Estudio por rayos X del aluminato tricálcico con sustituciones de iones Fe^{3+} .

G. YAMAGUCHI, K. SHIRASUKA y T. MORITA, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 7, 221-223 (i).

Se determinó la solubilidad sólida de los iones Fe^{3+} en el aluminato tricálcico (C_3A) entre 1.250° y 1.370° C. La máxima solubilidad aparece en el sistema C_3A - C_2F , pero en otros sistemas los parámetros de red tienden a aumentar. Este fenómeno sugiere que los sistemas cambian hacia el C_3A - C_2F más allá de los límites de solubilidad, y que la distribución de los iones Fe^{3+} en los lugares de Ca^{2+} y Al^{3+} de la red causan una mayor estabilidad de la estructura del C_3A .

(2 figs., 8 refs.)

C. M. J.

Soluciones sólidas $\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x\text{OOH}$ con estructura de boehmita.

H. YANAGIDA y H. SHIGEHARA, *Jour. Ceram. Soc. Japan* (J), 78 (1970), 8, 251-255 (i).

Las soluciones sólidas se obtuvieron bajo condiciones hidrotérmicas y el valor de x osciló entre 0 y 0,20. Se midieron las dimensiones a , b y c de la red como funciones de x , y se analizaron los espectros óptico e infrarrojo. Con el aumento de x , aumentan la distancia Cr-O y el parámetro B de Racah alrededor de los sitios Cr^{3+} , mientras que el parámetro Δ del campo ligante disminuye. Los enlaces O-H...O fueron fuertemente afectados por la formación de las soluciones sólidas.

(7 figs., 3 tablas, 18 refs.)

C. M. J.

La estructura de $\text{Mn}_{1,88}\text{Fe}_{1,12}\text{O}_4$

H. M. O'BRYAN, JR. y H. J. LEVINSTEIN, *J. Phys. Chem. Solids*, (USA), 30 (1969), 1.719-1.720 (i).

La estructura de la $\text{Mn}_{1,88}\text{Fe}_{1,12}\text{O}_4$, enfriado lentamente es tetragonal a 300° K. Se discute un reciente trabajo que afirmó que la estructura de esta composición es cúbica a 300° K, en términos de la historia térmica y de la estequiometría de oxígeno a la temperatura de transición.

(1 fig., 5 refs.)

C. M. J.

Variación de la coordinación del magnesio por deshidratación de $\text{Mg}(\text{OH})_2$.

F. FREUND, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, (RFA), 47 (1970), 11, 739-744 (a).

Para resolver el problema de la posible formación de fases intermedias en la transformación térmica de brucita $\text{Mg}(\text{OH})_2$ en periclase MgO se han efectuado

estudios de espectros de infrarrojo y roentgenográficos. Basándose en la aparición de una banda típica a 675 cm^{-1} en el espectro de $\text{Mg}(\text{OH})_2$ parcialmente deshidratado y en un ligero ensanchamiento de la banda de fluorescencia $\text{MgK}\alpha$, se dedujo la existencia de iones Mg^{2+} de baja coordinación. Las débiles difracciones observadas en el diagrama de difracción de rayos X se ajustan a índice cúbico con $a_0 = 8,12\text{ \AA}$ y han de atribuirse a una fase intermedia inestable.

(5 figs., 1 tabla, 37 refs.)

C. S. C.

Metasilicato de sodio y calcio cúbico, $\text{Na}_x\text{CaSi}_3\text{O}_8$, y su relación con el aluminato tricálcico $\text{Ca}_3\text{Al}_2\text{O}_6$.

I. MAKI y T. SUGIMURA, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 4, 129-132 (i).

Se dan los datos cristalográficos de los metasilicatos cúbicos $2\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{CaO} \cdot 3\text{SiO}_2$, $2\text{K}_2\text{O} \cdot \text{CaO} \cdot 3\text{SiO}_2$ y de una nueva fase $(\text{K}_x\text{Na}_{1-x})_2\text{O} \cdot 2\text{CaO} \cdot 3\text{SiO}_2$ ($0,4 < x < 0,7$ a 900°C). Se demuestra que estos compuestos están estructuralmente muy relacionados con el metasilicato trigonal $\text{Na}_2\text{O} \cdot 2\text{CaO} \cdot 3\text{SiO}_2$. Los datos cristalográficos del $2\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{CaO} \cdot 3\text{SiO}_2$ son muy semejantes a los del aluminato tricálcico $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$. La difracción de rayos X y la absorción infrarroja indican que ambos compuestos son casi isoestructurales. Estos resultados confirman la coordinación tetraédrica del aluminio en el aluminato tricálcico.

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

C. M. J.

Resistencia mecánica de monocristales de espinela crecidos por fusión en llama.

J. G. GRABMAIER y H. R. FALCKENBERG, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 52 (1969), 12, 648-650 (i).

Se obtuvieron por fusión en llama monocristales, ricos en alúmina, de espinela de Mg-Al, con razones molares de 1,7 a 3,5. Se midió la fractura bajo carga de dichos cristales. Los resultados indican que: 1) en cristales no recocidos, la resistencia aumenta con el aumento del contenido en alúmina; 2) la resistencia depende de la temperatura de recocido; la resistencia aumenta con la temperatura a partir de 650°C , hasta alcanzar un máximo, que depende de la razón molar de la espinela y de la duración del recocido. Este comportamiento puede explicarse como debido a un mecanismo de precipitación, típico de las aleaciones.

(4 figs., 10 refs.)

C. M. J.

Respuesta elástica e inelástica de $\text{UO}_2\text{-PuO}_2$ policristalino.

A. W. NUTT, JR., A. W. ALLEN y J. H. HANDWERK, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 53 (1970), 4, 204-210 (i).

Se utilizó una técnica de resonancia sónica para investigar las propiedades elásticas e inelásticas a temperatura ambiente de una solución sólida $\text{U}_{0,8}\text{Pu}_{0,2}\text{O}_2$ en función de la densidad, estequiometría y homogeneidad catiónica. El efecto de la porosidad sobre los módulos elásticos fue lineal y puede describirse por $E = 2102,7 (1-2,03 P) \pm 13,5\text{ kbars}$ para el módulo de Young, $G = 823,5 (1-2,05 P) \pm 9,1\text{ kbars}$ para el módulo de corte, y $B = 1.584,8 (1-1,89 P) \pm 59,1\text{ kbars}$ para el módulo de volumen, siendo P la fracción de volumen de porosidad. La razón de Poisson fue de 0,28 e independiente de la porosidad. La temperatura de Debye calculada para probetas con densidad teórica fue de 379°K . La variación de la razón $\text{O}^{2-}/\text{M}^{4+}$ entre 1,968 y 2,006 no produjo cambios importantes ni en la capacidad de amortiguamiento ni en los módulos elásticos de las soluciones sólidas monofásicas $\text{U}_{0,80}\text{Pu}_{0,20}\text{O}_2$. Con modificaciones importantes en la homogeneidad catiónica del plutonio se observaron disminuciones de hasta un 24 % en el módulo de Young y en el de corte y un aumento por un factor de 14 de la fricción interna. Los resultados parecen indicar que es

posible utilizar las medidas de fricción interna para determinar la homogeneidad de las soluciones sólidas.

(9 figs., 5 tablas, 22 refs.)

C. M. J.

Estudios de fluencia en masas cerámicas plásticas.

D. SCHLEGEL, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, (RFA), 47 (1970), 12, 774-779 (a).

En las masas cerámicas plásticas se presentan, en la fluencia de tipo Conette, procesos discontinuos de deformación y fenómenos de laminación, en el caso de débiles sollicitaciones de cizalla. Para velocidades de cizalla medianamente elevadas, el material se comporta como un todo continuo homogéneo. En este caso se determina la función de compresión de cizalla a partir de los resultados de las medidas, teniendo en cuenta el deslizamiento sobre las paredes. Resulta así que la velocidad de deslizamiento sobre las paredes no puede ser despreciada, ni siquiera en las paredes fuertemente perfiladas. Las funciones de compresión de cizalla de masas plásticas cerámicas no son lineales.

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

C. S. C.

Plasticidad y fluencia de monocristales de carburo de circonio.

D. W. LEE y J. S. HAGGERTY, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 52 (1969), 12, 641-647 (i).

Las tensiones se midieron entre 1.080° y 2.000° C en función de la orientación de los ejes de tensiones. Se demostró por microscopía electrónica de transición que el vector de Burgers es paralelo al eje $\langle 110 \rangle$. Se observó deslizamiento en los planos [100], [110] y [111], dependiendo de la orientación de los ejes de tensiones; siempre aparece en el sistema de planos más favorable. El tipo de dependencia de la velocidad de fluencia en régimen estacionario respecto de las tensiones aplicadas indican que la recuperación se realiza por un mecanismo de afloración de dislocaciones. El examen por microscopía electrónica de transmisión de la estructura de dislocaciones en cristales deformados confirman esa conclusión.

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

C. M. J.

Conductividad térmica del nitruro de aluminio.

T. TANAKA y H. SUZUKI, *Jour. Ceram. Soc. Japan*, (J), 78 (1970), 5, 174-175 (i).

Se midió la difusividad térmica del AlN entre 1.200° y 1.630° C, por medio del rayo electrónico. La densidad de las muestras fue de 83 % a 95 % de la densidad teórica. A partir de estos datos se calculó la conductividad térmica. Los valores oscilaron entre 0,0204 (1.250° C) y 0,0165 (1.630° C) cal/cm. seg. °C. Los resultados parecen no estar de acuerdo con los valores hallados por extrapolación de los datos correspondientes al intervalo 200° a 800° C.

(2 figs., 7 refs.)

C. M. J.

QUIMICA Y FISICA DEL ESTADO VITREO

Entalpía de fusión del $2B_2O_3 \cdot SrO$.

S. R. NAGEL, R. J. EAGAN y C. G. BERGERON, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 53 (1970), 4, 227-228 (i).

Se determinó la entalpía de fusión por ATD cuantitativo. Los valores calculados de ΔH , ΔS y ΔG para la transición de cristal a vidrio a 25° C fueron

19,3 kcal/mol, 13,0 cal/°C mol, y 15,1 kcal/mol respectivamente. Los valores de la entalpía de fusión y del cambio de entropía son muy semejantes a los del $2B_2O_3$ -PbO, isomorfo con el $2B_2O_3$ -SrO.

(2 figs., 4 refs.)

C. M. J.

Estudios de cristalización y de nucleación en algunos vidrios del sistema óxido potásico-sílice-óxido de titanio.

G. M. ASHOUR, H. A. EL-BATAL y N. A. GHONEIM, *Sprechsaal*, (RFA), 103 (1970), 13, 591-593 (i).

Se efectuaron estudios de nucleación y de cristalización, sobre algunos vidrios del sistema K_2O - TiO_2 - SiO_2 tratados térmicamente, mediante el microscopio electrónico utilizando la réplica de carbón, y mediante la técnica de rayos X.

La inestabilidad observada, que da lugar a una separación de dos fases y por ello a la cristalización del vidrio, se atribuye a variaciones del factor geométrico de los iones Ti^{4+} en el vidrio.

El tipo, tamaño y cantidad de los cristales así precipitados, pudo controlarse variando los parámetros de los programas de tratamiento térmico y, o, la cantidad de agente nucleante añadido.

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

C. S. C.

Estudios de cristalización y de nucleación de algunos vidrios del sistema Na_2O - CaO - SiO_2 - TiO_2 .

G. M. ASHOUR, H. A. EL-BATAL y N. A. GHONEIM, *Sprechsaal*, (RFA), 103 (1970), 18, 828-834 (i).

Mediante la técnica de microscopía y la de rayos X se efectuó un estudio sistemático de los fenómenos de nucleación y de cristalización, en algunos vidrios del sistema SiO_2 - CaO - TiO_2 - Na_2O seleccionados, investigando los vidrios tratados térmicamente.

El óxido de titanio puede considerarse como un ejemplo de óxido, en el cual, los factores geométricos conducen a la inestabilidad, dando lugar a la separación de dos fases, e induciendo por lo tanto a la cristalización del vidrio.

Los tipos, tamaño y cantidad de los cristales así precipitados, pueden controlarse por variación de los parámetros de los programas de tratamiento térmico y, o, de la cantidad de agente nucleante añadido.

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

C. S. C.

Separación de fases en vidrios de borosilicato observada por microscopía electrónica convencional y de escudriñamiento.

T. H. ELMER, M. E. NORDBERG, G. B. CARRIER y E. J. KORDA, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 53 (1970), 4, 171-175 (i).

Se examinaron las microestructuras de dos vidrios de borosilicato. Las micrografías electrónicas de las réplicas de superficies de fractura atacadas con agua mostraron que las microfases aumentan de tamaño con la temperatura y tiempo del tratamiento térmico. Las cantidades relativas de las fases soluble e insoluble no cambian esencialmente. Las micrografías de escudriñamiento de los vidrios totalmente lavados muestran que la fase insoluble está interconectada al azar. Se muestran las micrografías de escudriñamiento de los depósitos coloidales de los poros del vidrio lavado, que aparecen por lavado con ácido del vidrio base tratado térmicamente. También se incluyen las micrografías electrónicas que muestran la resolución de las fases.

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

C. M. J.

Estructura de los vidrios de silicatos alcalinos.

M. L. HAIR, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 52 (1969), 12, 677-678 (i).

Se cree actualmente que algunos vidrios de silicatos alcalinos no son homogéneos. El autor emite la hipótesis de que esta falta de homogeneidad puede tratarse como una forma de separación de fases. Se discute algunos trabajos que parecen confirmar esta hipótesis, según los resultados de infrarrojos y medidas de viscosidad.

(1 fig., 1 tabla, 7 refs.)

C. M. J.

Absorción ultravioleta del V^{5+} en vidrios binarios de boratos alcalinos.

A. PAUL y J. M. RUSIN, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 52 (1969), 12, 657-660 (i).

Se investigó la absorción ultravioleta del V^{5+} en vidrios $R_2O-B_2O_3$ (R representa Li, Na, K) y en soluciones acuosas. En vidrios con razón $R_2O:B_2O_3$ variable, se observó un cambio en los espectros de absorción similar al cambio $(VO_4)^{3-} \rightarrow (VO_3(OH))^{2-}$ en soluciones acuosas. Se sugiere que el vanadio en dichos vidrios puede presentarse bien como $(VO_4)^{3-}$ o $(VO_3O_{1/2})^{2-}$, en donde $O_{1/2}$ representa un ión oxígeno puente, dependiendo de la basicidad del metal. La concentración crítica, por encima de la cual se verifica el cambio en el entorno del vanadio con el aumento de alcalinidad es de 24, 26 y 30 moles % para K_2O , Na_2O y Li_2O respectivamente.

(5 figs., 17 refs.)

C. M. J.

Resistencia química de algunos vidrios cabal.

A. ABOU-EL-AZM, H. A. EL-BATAL, *Sprechsaal*, (RFA), 103 (1970), 22, 987-993 (i).

Se utilizó el método del polvo para determinar la resistencia química de vidrios cabal y de vidrios derivados de ellos.

Se calculó la resistencia química como la pérdida de peso del vidrio, en mg/10 cm² de superficie, área de los granos de vidrio, producida por la acción de una disolución 0,1 N de ClH durante 3 h. a 100° C.

Los resultados obtenidos pueden atribuirse a diferencias en la fuerza de enlace de los cationes y también al efecto de las intensidades del campo o de los radios iónicos de los cationes, y se encontró que, al aumentar la fuerza de enlace, el vidrio se hace más duradero.

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

C. S. C.

Relajaciones mecánicas en vidrios de silicatos alcalinos mixtos: II. Discusión.

J. E. SHELBY, JR. y D. E. DAY, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 53 (1970), 4, 182-187 (i).

Se interpreta la fricción interna de vidrios de silicatos de Li-Na, Li-K, Li-Rb, Li-Cs, Na-K, Na-Rb, Na-Cs y K-Rb, sobre la base de las diversas explicaciones propuestas hasta ahora. Se ha encontrado una relación directa entre el pico de pérdidas mecánicas debido al movimiento de los iones alcalinos provocado por las tensiones, y las pérdidas eléctricas. El gran pico de pérdidas mecánicas que aparece cuando se mezclan los álcalis se atribuye a una interacción entre los iones desemejantes, que produce un dipolo elástico. La ausencia de un pico de pérdidas eléctricas comparable se interpreta como indicación de que el dipolo elástico es inactivo eléctricamente. En vidrios con cantidades equimoleculares

de dos álcalis, la energía de activación y la intensidad del pico de pérdidas están más ligadas a la diferencia de tamaños que a la de masas de los iones alcalinos.
(7 figs., 2 tablas, 24 refs.) C. M. J.

Limitación de los defectos de Griffith en compuestos de matriz vítrea.

Y. NIVAS y R. M. FULRATH, *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, (USA), 53 (1970), 4, 188-191 (i).

Se estudió el efecto de la limitación de los defectos de Griffith en una superficie de vidrio sobre la resistencia de un compuesto vidrio-tungsteno. La teoría de fractura propuesta por Hasselman y Fulrath para este tipo de sistemas se amplía para tamaños pequeños de defectos. La utilización de esferas de tungsteno con dos tamaños, o con una amplia distribución de tamaños respecto de un promedio, como fase dispersa en una matriz vítrea decrece el recorrido libre medio en la matriz, más de lo que podría lograrse con un tamaño único de partícula. El recorrido libre medio determinado experimentalmente por técnicas estáticas concordaron con los calculados mediante la ecuación de Fullman. El fuerte efecto de las tensiones internas provocadas por una diferencia de dilatación térmica de las fases reduce la resistencia mecánica.

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

C. M. J.

Microscopía electrónica de la estructura superficial de los vidrios de borato de plomo. I. Superficie normal.

A. A. MOHAMED, R. I. DAWOOD, A. H. HEID y E. A. ABOU-SAIF, *Sprechsaal*, (RFA), 103 (1970), 9, 400-407 y 10, 466-469 (i).

Se estudiaron las superficies de rotura de vidrios de borato de plomo de diferentes composiciones utilizando la técnica de réplica de SiO. Las deducciones obtenidas por microscopía electrónica sobre la estructura de superficies vítreas revelaron una variación de la microfotografía de superficie al variar la composición química.

Las estructuras de los vidrios de baja concentración en óxido de plomo muestran la aparición de partículas discretas (cristalitos o gotitas bien definidas). El tamaño medio de las partículas disminuye exponencialmente al aumentar la concentración del componente variable (óxido de plomo).

Por otra parte, vidrios de alto contenido en óxido de plomo no presentaron estructura en gotitas. Se observaron grietas bien marcadas repartidas uniformemente como líneas de rotura, fracturas en horquilla y huellas en relieve.

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

C. S. C.

G E N E R A L

Seguridad contra la presión de explosión en la construcción.

E. REUSCHE, *Ziegel Ind.*, (RFA) (1970), 1, 14-18 (a).

El accidente debido al derrumbe de un inmueble de cemento prefabricado, en Ronan Point, ha dado lugar a la aplicación, también, de especificaciones más severas en la construcción de ladrillo. La industria inglesa de productos de tierra cocida ha demostrado mediante estudios y pruebas que los muros de obra de ladrillo son poco sensibles a la presión de explosión y disponen de considerables reservas de resistencia.

(6 figs., 4 refs.)

C. S. C.

Un procedimiento nuevo para obtener relieves cerámicos.

C. GIURCANU, *Ziegel Ind.*, (RFA) (1971), 1, 19-23 (a).

Revestimientos de fachada siempre nuevos inundan el mercado. Por ello resulta necesario que también la industria ladrillera busque nuevas formas. En esta cuestión posee la ventaja de que las fachadas cerámicas resisten al paso del tiempo y se limpian por sí mismas. Este estudio describe un método, con el cual es posible conseguir relieves cerámicos para fachadas ornamentales plásticamente realizadas, que puede conducir a una gran cantidad de posibilidades de variación, utilizando medios sencillos y con ello se puede obtener la ventaja de conseguir una fachada cerámica.

(18 figs.)

C. S. C.

**IMPORTANTE EMPRESA CERAMICA DEL NORTE
DE ESPAÑA, DE AMBITO NACIONAL, PRECISA
PARA SU LABORATORIO**

**CERAMISTA O LABORANTE CON
PRACTICA CERAMICA**

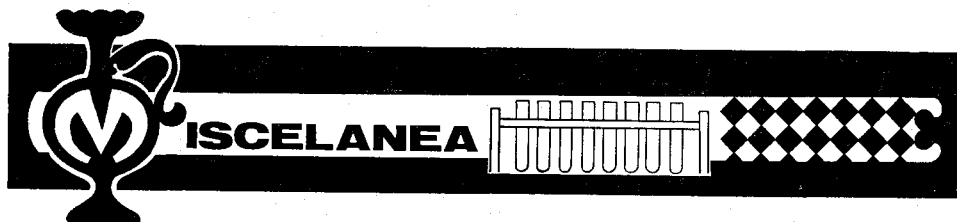
Se ofrece:

Remuneración de acuerdo con valía y experiencia del candidato.

Posibilidades de promoción por tratarse de Empresa en expansión.

Los interesados pueden enviar su foto, historial y pretensiones bajo referencia «Ceramista» a este Boletín.

Se contestarán todas las cartas, asegurando absoluta discreción.



Un nuevo ciclón

Este aparato ha sido especialmente proyectado para la limpieza y clasificación de materiales granulares tales como partículas de ciertos metales, escórea de cobre, abrasivos, arena, esférulas de vidrio, etc. En todos estos casos, la operación puede realizarse en seco y en húmedo. En seco, el aparato puede utilizarse también para otras sustancias tales como azúcar y fertilizantes. Ha sido proyectado y construido por la división NAC, miembro del Grupo Internacional de Abrasivos. El dispositivo incorpora un separador ciclónico que crea una fuerza centrífuga mediante la cual puede separarse el material bueno del malo quedando aquél limpio y listo para su uso. Las partículas más finas son recliconadas y recogidas aparte.

Al aparato se le ha denominado «Grit-Globber» y existe en el mercado en cuatro modelos diferentes, con capacidades de producción que fluctúan entre una y ocho toneladas por hora.

En la operación de separación, las partículas son arrastradas hasta el extremo del tubo principal de alimentación. En una primera parte del ciclón, las partículas mayores son separadas del resto, quedando limpias después de sufrir un centrifugado violento. A continuación se da salida a estas partículas a intervalos regulares de tiempo. Los finos y el polvo pasan

a una segunda parte del ciclón en donde, después de sometidas a una acción adicional, se recogen en un depósito para su uso posterior.

Para más información dirigirse a:

Abrasive Developments Ltd.
Henley-in-Arden
Warwickshire, England

Laser semiconductor accionado por una batería minúscula

Los científicos de los Laboratorios Bell han ideado un nuevo laser, de un tamaño inferior al de un grano de arena que puede ser accionado por baterías de pilas secas ordinarias. Es capaz de emitir un rayo de luz infrarroja, casi visible.

Proyectado por la firma Izuo Hayashi y Morton Panish, el nuevo laser es un semiconductor que actúa de una manera continua a la temperatura ambiente.

En estas condiciones, estos lasers pueden, en el futuro, hacer más fácil la transmisión de la luz, así como los diversos datos y señales de información, en sistemas de comunicaciones ópticas de alta capacidad.

También es de esperar que los lasers semiconductores ejerzan un gran impacto sobre la nueva tecnología de la óptica electrónica.

Mezclador de turbina

Este aparato fabricado por T. L. Smith Co., es un mezclador rotatorio en el cual las paletas montadas en su parte central giran a una velocidad altísima con el fin de producir mezclas perfectas.

El tanque donde se efectúa la mezcla tiene forma de corona circular, sin área muerta, y las paletas están montadas formando ángulos determinados, de modo que los materiales son sometidos a una exclusiva operación de mezclado sin sufrir pérdida alguna.

El giro a gran velocidad de las paletas no produce acción alguna de molienda sobre las partículas, que quedan sin romper prácticamente en su totalidad. La turbina cierra perfectamente sin que haya posibilidad de escape de polvo de sílice nocivo. Se pueden efectuar operaciones en ciclos de un minuto a lo largo de todo el día.

Para más información: Circular n.º 33 del «Reader Service Card». Ceramic Age. Suite 207. 2.800 Euclid Ave., Cleveland, Ohio 44115, U.S.A.

Un nuevo material refractario

La División de Ingeniería Cerámica de la firma Sola Basic Industries, ha introducido un nuevo material llamado (zerbide TM), en el mercado de refractarios que puede ser usado a

altas o a bajas temperaturas y para metales féreos y no féreos.

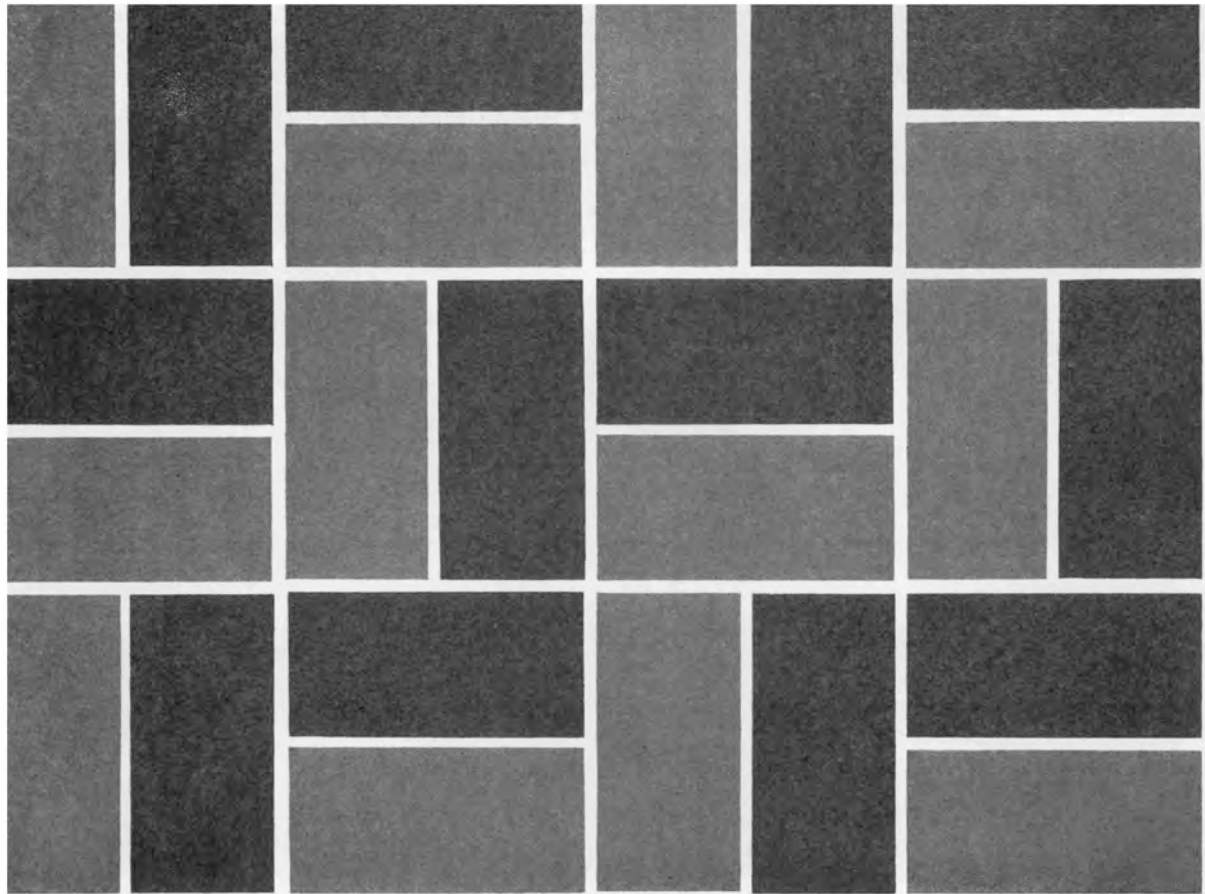
Según sus fabricantes, este material posee las siguientes propiedades: Densidad elevada, alta conductividad térmica, excelente molienda en frío, alta resistencia mecánica, al choque con la llama, al astillamiento y a la abrasión, despreciable deformación bajo carga en caliente; además no es mojado por la mayor parte de los metales.

Para más información: Circular n.º 40 del «Reader Service Card». Ceramic Age. Suite 207. 2.800 Euclid Ave., Cleveland, Ohio 44115 U.S.A.

Materiales cerámicos que pueden ser revolucionarios

Los especialistas cerámicos de los Laboratorios de la Universidad de Washington han obtenido algunos materiales nuevos que están llamados a influir de un modo espectacular sobre muchas industrias.

Estos materiales pueden sustituir al acero y a la madera en estructuras para la construcción, al metal en las baterías de cocina, servir en construcción de submarinos, etc. Según sus inventores, todo esto y mucho más puede esperarse de unos productos fabricados a partir de materiales cuyo componente principal es el carbón y que han sufrido una cocción cerámica normal.



EN
REVESTIMIENTOS CERAMICOS
DE FACHADAS E INTERIORES
CIMSEC
SOLUCION DEFINITIVA

En efecto, el cemento-cola CIMSEC, expresamente concebido para la colocación de todo tipo de cerámicas,

- . proporciona una adherencia excepcional
- . elimina el riesgo de desprendimientos
- . resiste las condiciones ambientales más adversas:
 - helada-deshielo
 - choques térmicos
 - gran humedad

DETERSA
División Productos Químicos
Lepanto, 147
Barcelona-13

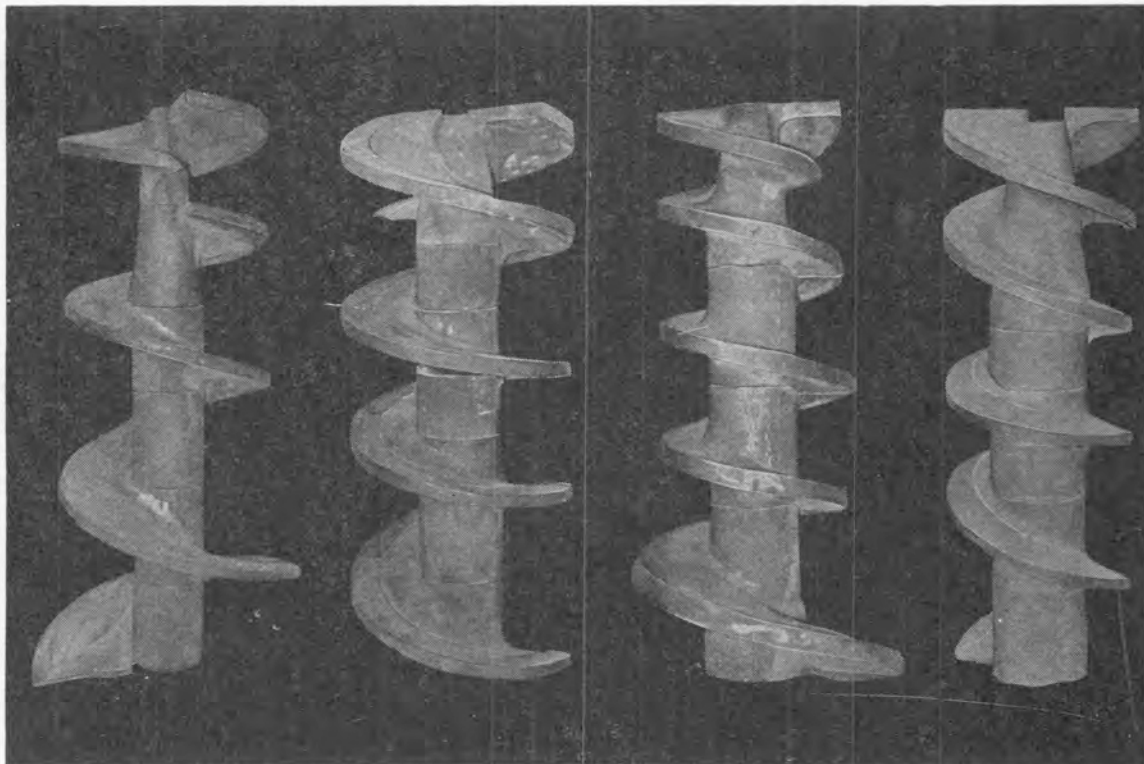
Enviénnos información gratuita sobre las ventajas del empleo de CIMSEC en el revestimiento cerámico de fachadas e interiores.

EMPRESA _____
DOMICILIO _____
POBLACION _____

BSEC



***Tratándose de hélices de extrusión...
la mejor diseñada puede resultar
la menos adecuada a SU CASO
y esto sólo se puede saber
probando unas y otras.***



***¿Tiene usted varios tipos a
su disposición para poder
probar y adoptar la que
mejor resulta en
SU CASO?***

MAQUICERAM, S. A.

ORTIZ CAMPOS, 2 - 4
Teléfonos 269 76 31 - 269 16 40
M A D R I D - 1 9

PROYECTOS, INSTALACIONES Y CONSTRUCCIONES METALICAS PARA LA INDUSTRIA CERAMICA