

Materiales refractarios	Propuesta
RESISTENCIA A LOS CAMBIOS BRUSCOS DE TEMPERATURA (CHOQUE TERMICO)	UNE 61.041
<p>1. Objeto</p> <p>Esta norma tiene por objeto determinar la mayor o menor sensibilidad a la formación de grietas y a la rotura de un material refractario sometido a varios calentamientos y enfriamientos sucesivos, según unos ciclos térmicos bien definidos.</p> <p>2. Concepto</p> <p>El cambio brusco de temperatura (choque térmico) es una condición a la cual se encuentran expuestos los materiales refractarios en ciertas circunstancias. Su resistencia a estos cambios bruscos de temperatura es en muchos casos decisiva para el comportamiento de un refractario, ya que las tensiones provocadas en su masa por un calentamiento desigual o por la existencia de constituyentes mineralógicos con diferentes coeficientes de dilatación, pueden dar lugar al desprendimiento de trozos o esquirlas, con el riesgo de destrucción total.</p> <p>3. Forma, tamaño y obtención de las probetas</p> <p>Las probetas tendrán forma cilíndrica de 36 mm. de diámetro por 60 mm. de altura, sacadas con taladro de una pieza; las bases serán paralelas entre sí y perpendiculares al eje de la probeta, alisándose por amolado en una máquina rectificadora adecuada.</p> <p>Alternativamente, pueden emplearse ladrillos normales enteros.</p> <p>3.1. TOLERANCIAS.</p> <p>Para reducir al mínimo la dispersión de los resultados y lograr una mejor reproductibilidad, es necesario preparar las probetas cuidadosamente. Con este fin se establecen las siguientes tolerancias:</p> <p style="text-align: right;"><i>Continúa</i></p>	
<p>Esta propuesta de Norma queda sometida a información pública hasta el 30 de abril de 1971.</p>	

- en diámetro : $\pm 0,5$ mm.
- en altura : $\pm 0,5$ mm.
- en la perpendicular al eje de la probeta con relación a las caras : desviación $< 0,5$ mm.
- en el paralelismo y planicidad de las caras : desviación $\leq 0,1$ mm.

En el caso de utilizar ladrillos normales, las tolerancias son las que se indican en la norma "Comprobación de formas y dimensiones. Tolerancias. Criterios de aceptación y rechazo".

3.1.1. Verificación de las tolerancias.

Las tolerancias se verificarán del siguiente modo :

- la planicidad de las bases se controlará con ayuda de un papel carbón ;
- el paralelismo de las bases se controlará mediante cuatro medidas de la altura de la probeta ;
- la diferencia entre dos cualesquiera de las cuatro medidas no deberá exceder de las tolerancias prescritas ;
- la perpendicular al eje de la probeta con relación a las caras se controlará situando la probeta de pie sobre una superficie perfectamente plana y aplicando la escuadra sobre una generatriz cualquiera. La holgura entre esta generatriz y la rama vertical de la escuadra no deberá sobrepasar las tolerancias prescritas.

Las tolerancias en el caso de utilizar ladrillos normales enteros, se verificarán según se indica en la norma "Comprobación de formas y dimensiones. Tolerancias. Criterios de aceptación y rechazo".

4. Dispositivo para el ensayo

Se dispondrá de un horno de mufla con termopar para medir la temperatura y con un sistema de regulación para mantener constante la temperatura de régimen.

Se dispondrá igualmente de un recipiente con abundante circulación de agua a la temperatura ambiente y de un dispositivo para lanzar

Continúa

aire a una presión determinada, según se especificará más adelante, sobre las probetas.

5. Método operatorio

5.1. ENFRIAMIENTO CON AGUA.

5.1.1. *Probeta pequeña.*

La probeta pequeña de 36 mm. de diámetro por 60 mm. de altura se secará a 105°C hasta peso constante y se colocará en el interior del horno, elevándose la temperatura a razón de 8°C/minuto hasta 950°C, manteniéndose a esta temperatura durante quince minutos. A continuación se sacará del horno y se introducirá en un recipiente con abundante circulación de agua a la temperatura ambiente, evitando dejarla caer de golpe, donde se mantendrá durante tres minutos. Se sacará y se llevará de nuevo a una estufa a 105°C durante dos horas, volviéndose a meter en el horno a la temperatura de 950°C, prosiguiéndose así el ensayo con sucesivos enfriamientos y calentamientos hasta que la probeta rompa.

5.1.2. *Ladrillo entero.*

El ladrillo entero se secará previamente a 105°C hasta peso constante y se introducirá en el horno de mufla, de manera que un tercio del ladrillo quede fuera del horno, un tercio quede sujeto en el marco de la puerta y otro tercio dentro del horno. Se elevará la temperatura a razón de 8°C/minuto, hasta 950°C, manteniéndose a esta temperatura durante cincuenta minutos, al cabo de los cuales se sacará el ladrillo y se introducirá por su extremo más caliente en un recipiente con abundante circulación de agua a la temperatura ambiente, hasta una profundidad de 50 mm. durante tres minutos. Se sacará a continuación y se dejará evaporar el agua a la temperatura ambiente durante cinco minutos, al cabo de los cuales se volverá a situar en el horno en las mismas condiciones anteriores a la temperatura de 950°C, repitiéndose los calentamientos y enfriamientos bruscos sucesivos hasta la rotura de la pieza.

Continúa

5.2. ENFRIAMIENTO CON AIRE.

5.2.1. *Probeta pequeña.*

Se operará igual que en el apartado 5.1.1. de la presente norma, excepto que el enfriamiento se realizará sometiendo la probeta, situada sobre una plancha metálica, a una corriente de aire a la presión de 1 atmósfera mediante una boquilla situada a la distancia de 150 mm., durante tres minutos, al cabo de los cuales se volverá a situar de nuevo la probeta en el horno a la misma temperatura y tiempo anteriormente expuestos, repitiéndose los ciclos de enfriamiento y calentamiento hasta que la probeta rompa.

5.2.2. *Ladrillo entero.*

El ladrillo entero se secará previamente a 105°C hasta peso constante y se introducirá por completo en un horno a 950°C durante cincuenta minutos, al cabo de los cuales se sacará el ladrillo y se le someterá a enfriamiento, colocado sobre una plancha metálica, mediante un chorro de aire a la presión de 1 atm., desde una distancia de 150 mm., durante diez minutos. Después de frío, se volverá a introducir en el horno a la temperatura y tiempo anteriormente expuestos, repitiéndose así los ciclos de calentamiento y enfriamiento hasta que el ladrillo rompa.

6. Resultados

Se dará como resultado, expresado en ciclos, el número de veces que se introduce en el agua fría o al chorro de aire hasta que se rompa la probeta o el ladrillo. Se hará constar, igualmente, el ciclo en que empiecen a producirse grietas, así como también se señalará su importancia.

7. Observaciones

El método de enfriamiento con aire se realiza especialmente para ladrillos básicos por su posibilidad de hidratación, e igualmente, para los ladrillos de sílice, ya que al obtenerse un mayor número de ciclos se

Continúa

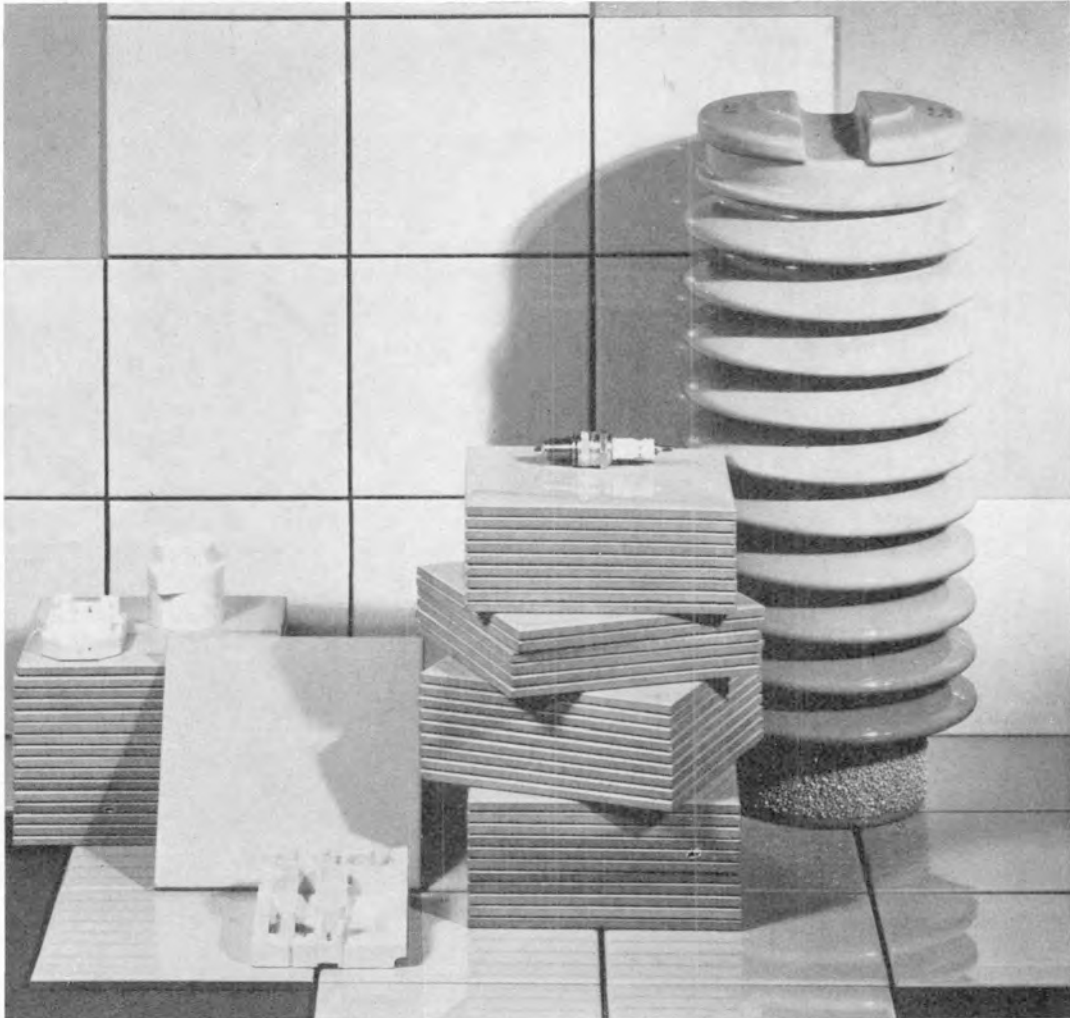
CDU 666.76

puede lograr una mejor diferenciación entre diversos tipos de ladrillos.

En muchos casos ocurre que la probeta o el ladrillo están completamente agrietados sin haberse verificado su rotura efectiva o haberse desprendido trozos en cantidad apreciable. En estos casos puede ejercerse una ligera presión con los dedos con objeto de lograr su rotura total en dos trozos de tamaño importante.

Debido a que el resultado del ensayo depende en gran medida del número de probetas ensayadas, el número de las probetas no será nunca inferior a tres en cada pieza a ensayar. Cuando se trate de ladrillos enteros se ensayará uno sólo.

Desecación por Atomización



CERAMICA

NIRO
ATOMIZER

Niro Atomizer Ltd., Copenhagen . 305 Gladsaxevej . DK 2860 Soeborg . Dinamarca . Tel.: (01) 69 10 11 . Cable: Atomniro . Telex: 5603

HANS T. MÖLLER, S. A. . Avenida José Antonio Primo de Rivera 435 . (Apartado 142) Barcelona (15) . España . Tel: 243 88 05
Cable: HANSMOLLER . Telex: 54-644

Carta al Director

SOBRE AGLOMERANTES FOSFATICOS

Distinguido señor director :

Permítame, ante todo, que me presente. Yo soy quien colaboró con el doctor don Salvador de Aza, del Instituto de Cerámica y Vidrio, en Madrid, en la realización de un trabajo de investigación que con el título "Estudio comparativo de las características y propiedades de los refractarios de mullita, aglomerados con fosfato de aluminio y cromo" se presentó al XXXVII Congreso Internacional de Química Industrial, celebrado en Madrid los días 4-12 de noviembre de 1967, trabajo publicado posteriormente en el "Boletín de la Sociedad Española de Cerámica", vol. 7, núm. 3, págs. 321-331 (1968). Mi formación y base científica se reseñan en otro lugar (*), industrialmente estoy directamente relacionado desde hace trece años con la fabricación de corindón artificial y mullita electrofundida. De ahí el interés que para mí tienen los problemas que suscita la aglomeración de las materias primas aluminosas altamente refractarias y muy particularmente las dos ya mencionadas. Dentro de mis posibilidades procuro estar al corriente de los avances y progresos que al tecnología hace en el campo descrito, entre la cual figura desde hace unos veinte años la aglomeración a base de fosfatos y ácido fosfórico.

(*) CARLOS ROMEU Y PECCI, nacido en Barcelona el 27-4-1918. Diplom-ingenieur (Escuela Técnica Superior de Viena). Ex becario de la Fundación Alexander von Humboldt, ex-becario del Gobierno húngaro en la Universidad de Debrecen, ex-becario en Estados Unidos de la Comisión Nacional de Productividad Industrial dentro del programa de la International Cooperation Administration. Presidente de la Agrupación Nacional de Fabricantes de Abrasivos. Componente de la Comisión Permanente de Miembros del Centro de Información y Documentación del Patronato "Juan de la Cierva" de Investigación Científica y Técnica. Jefe de la Delegación Española ante la Fédération Européenne des Fabricants de Produits Abrasifs (Paris), etc. En la actualidad dirige una empresa industrial en Valencia.

Por dicho motivo no puedo dejar de ocultar mi sorpresa al leer detalladamente el texto de la conferencia que el doctor ingeniero de Minas don Enrique de Miguel, leyó en la IX Reunión de la Sociedad Española de Cerámica, celebrada el pasado octubre en San Sebastián con el título: "La utilización de los aglomerantes fosfáticos en la fabricación de productos conformados y no conformados". Cierto es que asistí personalmente a dicha conferencia, pero no gustándome hablar a base de un texto meramente oído me limité a enviar una nota comentario al secretario de la Sociedad Española de Cerámica, y he esperado hasta la publicación escrita para que mis observaciones no estuviesen basadas en la memoria y adoleciesen de información defectuosa.

Desearía con esta carta no zaherir ni dar lecciones, pero sí deseo rectificar aseveraciones equivocadas y puntualizar conceptos erróneos que en mi opinión se han deslizado en el trabajo del doctor De Miguel, quizás debidos a la premura de tiempo que no le ha permitido advertir inexactitudes y omisiones en la transcripción o traducción de los textos citados, cuyos defectos por afectar a conceptos fundamentales no pueden pasarse por alto y es imprescindible rectificar. Pienso contribuir así a la divulgación clara y comprensible de la base físico-química de la ligazón fosfática, sin cuya comprensión es inevitable que los usuarios puedan cometer fallos, tengan contratiempos, que pueden ser económicamente cuantiosos, y lleguen a conclusiones falsas.

Quizás el equívoco principal no esté en el texto de la conferencia, sino en el título o enunciado de la misma, que ignoro si fue propuesto por el propio conferenciante y que en mi opinión estaría correcto si en vez de decir "La utilización de los aglomerantes fosfáticos en la fabricación de productos conformados y no conformados", dijese: "Resumen de algunas publicaciones sobre aglomerantes fosfáticos e información somera de trabajos realizados con los mismos", pues, por ejemplo, al hablar de las probetas de ensayo hechas por el conferenciante faltan los siguientes datos imprescindibles en todo trabajo científico serio: medida de las probetas, granulometría de cada uno de los componentes y porcentaje de los mismos que entra en la composición, análisis químico de los materiales empleados, presión de prensado de las probetas; y, tratándose de ligantes que tienen tendencia a la migración hacia las superficies exteriores (página 312 del trabajo citado, último párrafo), es importante no sólo la temperatura de secado y cocción, sino el tiempo de secado y ritmo de elevación de la temperatura (a).

Para no recargar este escrito con citas bibliográficas, de las que podrían llenarse varias páginas, utilizaré la misma bibliografía y números de referencia que utiliza el doctor De Miguel en su conferencia y limitaré al mínimo imprescindible, referenciándola por letras, la bibliografía complementaria.

OBJETO DE LA LIGAZÓN FOSFÁTICA

Llamo ligazón fosfática de modo genérico a toda aquella cuya base es fundamentalmente un aglomerante químico compuesto por alguno de los ácidos fosfóricos o sales de dichos ácidos.

El objeto de este tipo de ligazón fosfática puede ser:

I) Obtener en frío piezas moldeadas cuya resistencia a la compresión iguale por lo menos la de los ladrillos de chamota cocida y permita su empleo directo y cocción *in situ*.

Tal fue, por ejemplo, el caso en 1961 en la República Democrática Alemana, donde el trabajo de Preusser (b) se inicia con las siguientes frases: "El hecho que las necesidades de materiales refractarios no puedan ser atendidas totalmente por la industria nacional y la capacidad de cocción de nuestros hornos no pueda ampliarse ilimitadamente, nos ha conducido en los últimos años a emplear cada vez más intensamente piezas no cocidas".

II) Como aglomerante para masas apisonadas y cementos refractarios. En este empleo se combinan las ventajas derivadas de poder controlar dentro de ciertos límites la velocidad de fraguado y la posibilidad de conseguir una estabilidad dimensional, que depende de las materias primas empleadas, la cual cuando se emplean únicamente ligantes de tipo arcilloso es influenciada por reacciones secundarias.

III) La obtención de piezas refractarias aluminosas de muy elevada resistencia pirosfópica, que normalmente habrían de fabricarse sinterizando a elevada temperatura corindones o mullitas electrofundidas. Estas fabricaciones requieren normalmente temperaturas de cocción superiores a los 1.600°C, temperatura que realmente alcanzan muy pocos hornos industriales. Por dicho motivo suele recurrirse a adicionar a las indicadas materias primas puras, aglomerantes constituidos por caolines, chamotas o arcillas que por reacciones entre sí o con las materias primas empleadas forman una ligazón mixta, vítrea-amorfa y cristalina, alrededor de 1.400°C, temperatura ya más asequible para muchos hornos industriales. Este procedimiento de fabricación puede dar lugar a deformaciones, dilataciones o contracciones por la reacción química (mullitización en muchos casos) entre los componentes del ladrillo, también asimismo a la disminución del punto de reblandecimiento bajo carga por ser el punto de fusión de estos silicatos amorfos complejos que sirven de ligazón notablemente inferior al de las materias primas puras que constituyen el elemento principal del ladrillo; y pueden originar una inferior resistencia química a los ataques por escorias y

gases que destruyen los ladrillos a través de los mencionados silicatos complejos de ligazón. Finalmente, en los casos en que se busca una resistencia elevada al choque térmico, como en los ladrillos de mullita blanca electrofundida, la ligazón cerámica hace disminuir sensiblemente dicha resistencia si la cocción no se ha realizado a una temperatura en que el aglomerante haya mullitizado completamente (y en este último caso probablemente habrán producido dilataciones).

El empleo del aglomerante químico de tipo fosfático y más concretamente alguno de los fosfatos de aluminio presenta la ventaja de que durante el intervalo de cocción reviste la forma de un polímero fosfático viscoso, empieza deshidratándose al cocer, continúa con la volatilización del fósforo a temperaturas más elevadas (Kolb (c) y finalmente se forman unos puentes de unión con Al_2O_3 (d).

Efectivamente, como manifiesta el conferenciante de San Sebastián, la aplicación de la ligazón fosfática en el supuesto I) solamente puede resultar ventajosa y económica, dados los costes de producción actuales, en circunstancias especiales de mercado, como la que he transcrito, o bien cuando las piezas conformadas a fabricar son series cortas o diseños complicados.

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 (Birch (e)). El artículo que acabo de citar dice traducido textualmente de su página 146: "La técnica de la ligazón fosfática es un campo totalmente nuevo que ha ampliado el mercado de los refractarios y masas de alta alúmina, y que tendrá repercusiones futuras". Según el mismo autor (tabla IV, pág. 158), el incremento de consumo en Estados Unidos en morteros ligantes aglomerados químicamente fue del 202 % entre 1954-1956 y 1965; para el mismo período el incremento de consumo en las mezclas moldeables (pisés) fue del 470 % (comparación de tonelajes en ambos casos). Creo que estos datos justifican y sitúan en su punto justo la importancia de esta técnica.

Económicamente, los aglomerados químicos representaban en Estados Unidos, en 1965, el 8 % en valor de la totalidad de los refractarios vendidos (incluyendo básicos) y el 38 % en peso de las masas, pisés, morteros y similares.

Ciñéndome a España puedo afirmar que el consumo de aglomerantes a base de fosfato de aluminio y cromo por parte de los fabricantes de refractarios, sobre el que tan escéptico se muestra el conferenciante, ha pasado en la provincia de Valencia de una base 100 en 1968 a 260 en los ocho primeros meses de 1970, es decir, un aumento del 160 % en menos de dos años.

Si estos datos pueden interpretarse como una tendencia, parece difícil asegurar que "no se ve un desarrollo de grandes tonelajes". Claro que para llegar a

este desarrollo hay que saber emplear y sobre todo fabricar correctamente estos productos, y es por ello que doy tanta importancia a la divulgación clara y objetiva de la ligazón fosfática.

MECANISMO DE LA LIGAZÓN FOSFÁTICA

Antes de entrar en las aplicaciones señaladas en los puntos II) y III), parece necesario dar una explicación fácilmente comprensible del proceso físico-químico de la ligazón fosfática, pues ya decía Kingery (1) en la página 242 de su trabajo: "Si bien existe gran cantidad de investigación referente a métodos para utilizar aglomerantes fosfáticos en los refractarios, apenas disponemos de información fundamental sobre todos estos materiales".

La explicación más claramente comprensible y razonada la da T. Chvatal (f), diciendo: "La aglomeración fosfática 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."

El primer tipo de ligazón se basa en reacciones puramente químicas que fueron estudiadas por Kingery (1) y Goljinko-Wolfson y Sudakas (g). Por cierto que Kingery en la tabla I, página 244 "Oxide Reactions with Phosphoric Acid" (Reacciones de los óxidos con ácido fosfórico) relaciona el Al_2O_3 y a continuación dice *No reaction* (No hay reacción). Habiendo leído detenidamente el trabajo de Kingery no se comprende que al conferenciante de San Sebastián le pasase por alto que la cita que hace al final de la página 319 del BOLETÍN DE LA SOCIEDAD ESPAÑOLA DE CERÁMICA sobre un trabajo de Lyon, J. E., Fox, T. U. y Lyons, J. W. (11) en cuya primera fórmula hace reaccionar la alúmina con el ácido fosfórico no concuerda con Kingery (1); además, tal como se leyó en San Sebastián y se publica en el BOLETÍN DE LA SOCIEDAD ESPAÑOLA DE CERÁMICA, está mal copiada y traducida, pues los citados autores en su trabajo no hacen la afirmación que se transcribe, pero sobre ello hablaré más detalladamente al tratar de los fosfatos de aluminio y no del ácido fosfórico puro.

En cuanto a la reacción del ácido ortofosfórico con la alúmina, los investigadores rusos L. S. Goljinko-Wolfson y L. G. Sudakas (g) indican que entre 100 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 y 300°C a ácido pirofosfórico por desprendimiento de una

molécula de agua. Este ácido profosfórico ya tiene tendencia a polimerizar y calentando se transforma entre 300 y 400°C, en ácido metafosfórico, que es un vidrio duro (h). 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 (g).

Insistiendo sobre las reacciones del ácido ortofosfórico con las diferentes materias primas, no hay que olvidar otros dos factores que pueden influir en las mismas y que no todos los autores consultados dan a conocer: uno es la pureza del material que se ensaya; otro es el tamaño de trituración del mismo material. Así vemos que L. B. Khoroshavin (16) encuentra efectivamente reacción entre la alúmina calcinada y el ácido ortofosfórico y llega a determinar en las probetas cocidas a 1.580°C la existencia de ortofosfato de aluminio. Este autor ha hallado una resistencia a la compresión de 800 Kg/cm² después de secar durante un día al aire y dos días a 120°C con una concentración de ácido del 70 % (L. S. Goljinko-Wolfson y L. G. Sudakas (g) encuentran 320 Kp/cm² a 400°C, con una concentración de ácido del 75 %). Pero Khoroshavin (16) ya advierte que trabaja con alúmina triturada a tamaño de 4 a 7 micras (Goljinko-Wolfson y Sudakas no indican tamaño de trituración), y ya es sabido que cuanto más fina es la trituración más se facilita la reacción química: por otra parte, dudo que a los refractaristas les resulte económico o conveniente emplear materiales triturados a este tamaño. El trabajo de Khoroshavin (16) es un trabajo puramente de laboratorio en el que se busca encontrar la influencia de la concentración del ácido fosfórico sobre algunas de las propiedades de los materiales refractarios de molturación fina y por dicho motivo había de trabajar con esta granulometría tan alejada de la realidad industria.

Por lo que se refiere a la reacción del ácido ortofosfórico con el corindón, ninguno de los autores (Khoroshavin (16) y Preusser (b) aclaran si se trata de corindón blanco con el 99,5 % de pureza de Al₂O₃ ó corindón marrón con el 95 % de pureza de Al₂O₃: ambos son muy distintos; en cuanto al corindón marrón ya di a conocer en un coloquio celebrado en Valencia, en abril de 1967, al que el doctor De Miguel fue invitado, pero no asistió, el trabajo de Reich (i) que, estudiando cinco clases de corindón marrón encontraba que el 5 % de impurezas está constituido por una fase vítrea que, según procedencia del corindón, tenía puntos de fusión entre 1.375°C y > 1.600°C y el contenido de sílice de esta fase vítrea oscilaba entre 7,67 % y 12,65 %. Sin embargo, y a reserva de esta observación sobre la calidad del material ensayado, puede establecerse una correlación entre Preusser (b) y Khoroshavin (16) que ensayan ácido ortofosfórico al 10 % con corindón electrofundido y mientras Preusser encuentra a temperatura ambiente una resistencia a la compresión de 7 Kp/cm², Khoroshavin

encuentra 333 Kg/cm² (dato aproximado deducido del gráfico). La explicación está en que Preusser utiliza un corindón triturado a tamaño 0 a 1 mm. con el 40 % entre 150 y 500 micras, mientras Khoroshavin, como ya he expuesto, utiliza material exclusivamente entre 4 y 7 micras. A pesar de ello, por ser químicamente más inerte el corindón electrofundido que la alúmina calcinada, Khoroshavin no encuentra ataque químico en los granos de corindón ligados con ácido ortofosfórico. Encuentra contracción en la reacción de alúmina calcinada con ácido ortofosfórico y estabilidad dimensional (coincide con la *no* reacción) en el ácido ortofosfórico con el corindón.

Debe mencionarse aquí que además de la diferencia en tamaño de trituración, Preusser (b) confecciona probetas de 50 mm. \varnothing según normas DIN y las prensa a 250 Kg/cm², mientras Khoroshavin, con material de 4-7 micras, confecciona probetas de 20 mm. $\varnothing \times 20$ mm. de altura y prensa a 800 Kp/cm². Por esta misma razón Khoroshavin al comentar las curvas de resistencia a la compresión después de cocer a 1.580°C, habla de empeoramiento o de mejora de la *sinterización*, pero no del efecto aglomerante del ligante. No he podido encontrar el dato exacto de la temperatura de volatilización del ácido metafosfórico (HPO₃)_n, pero todos los autores consultados señalan dicha temperatura entre 900 y 1.000°C. C. H. Remy (h) dice en la página 640: "Metaphosphoric acid is perceptibly volatile at red Heat", que equivaldría a unos 870°C. Por lo tanto el vidrio de ácido metafosfórico que formaba la matriz aglomerante ha dejado de existir a 1.580°C y la fase vítrea de 0,01 a 0,03 mm. de espesor que vio Khoroshavin (16) al microscopio está formada por el PO₄H₃ al reaccionar con los materiales ensayados y dar lugar a la formación de fosfatos; que éstos sí que no son volátiles a 1.000°C. Así lo aclara el autor citado y en este sentido deben entenderse los párrafos 2, 3, 4 y 5 de la página 319 del escrito que comento, tomados todos ellos de Khoroshavin (16).

Precisamente debido a la volatilización de ácido metafosfórico, que lo hace inaplicable como ligante puro para altas temperaturas, y debido por otra parte a que tanto el ácido pirofosfórico como el ácido metafosfórico son higroscópicos y se disuelven en agua formando ácido ortofosfórico, que no tiene poder ligante, 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 poderla emplear.

LOS FOSFATOS DE ALUMINIO COMO LIGANTES

Las consideraciones anteriores nos llevan a estudiar otros ligantes que no presenten los inconvenientes del ácido fosfórico puro. En este sentido se ha

hecho mucho trabajo de investigación y existen en el mercado varios productos, pretendiendo siempre los más modernos presentar ventajas sobre los más antiguos, lo que a su vez obliga a éstos últimos a lanzar una nueva variante "mejorada", etcétera.

A mí me son conocidos:

Alcophos A }
Alcophos B } de la Monsanto Company.

Polimer Bond 5.035 }
Polimer Bond 5.038 } de Cawood Wharton & Co. Ltd.
Polimer Bond 5.050 }

Feuerfestbinder 32 (Monoaluminium phosphat) de la Metallgesellschaft.

Embix (Aluminium Chrom-Phosphat) de la Kreidl, K. G.

Polimer Binder de Dynamit Nobel, A. G.

La mayoría de estos ligantes son derivados o modificaciones del monofosfato de aluminio (los de Cawood Wharton son polioxicluros de aluminio), por lo que daré a conocer algunos trabajos modernos de investigación sobre el monofosfato de aluminio.

Del trabajo del doctor De Miguel que comento, donde figuran las fórmulas en las que basa todo su estudio, quizás por la premura al redactar la conferencia, está químicamente equivocado y la traducción de la cita es incompleta y mal hecha. Para hacer esta afirmación tengo ante mí el artículo original publicado en la página 661 del *Bulletin of the American Ceramic Society*, vol. 45, número 7, de 1966.

El doctor De Miguel traduce: "Las reacciones del ácido fosfórico con la *alúmina*, son las siguientes, según J. E. Lyon, T. V. Fox y J. W. Lyons (11): (El subrayado es mío.)

Como he dicho antes, habiendo leído a Kingery (1), citado por el propio conferenciante, que dice "no reaction", y habiendo leído que Khoroshavin (16), también citado por el conferenciante, consigue la reacción a base de una molienda entre 4 y 7 micras y prensado a 800 Kg/cm², en mi opinión debía ponderarse cuidadosamente esta parte del trabajo de Lyon, Fox y Lyons.

La traducción correcta y exacta es:

"Las reacciones del ácido fosfórico con los componentes que tienen aluminio en las mezclas refractarias de elevado contenido de *alúmina*, SE SUPONE QUE SON las siguientes:" (y aquí hay en el original una llamada (j) a la bibliografía del artículo).

Lyon, Fox y Lyons, químicos de la Monsanto Company, conscientes de su responsabilidad al publicar un artículo, no solamente no aseguran que sean ésas las reacciones ("se supone que son"), sino que declinan en 1966 la paternidad de tal afirmación y la pasan a un trabajo de J. W. Lyons, G. J. McEwan y C. D. Siebenthal, publicado en Washington en 1962 (j).

La fórmula que nuestro conferenciante relaciona con el número 2, que es una fórmula de equilibrio químico a la que luego nos remite en el primer párrafo del capítulo III, "Ejemplos", apartado 1 "cementos", está en desequilibrio en oxígeno e hidrógeno. Lyon, Fox y Lyons, supongo que transcribiéndola del trabajo de 1962, la dan así:



que es su verdadero equilibrio, siendo precisamente la indeterminación en las moléculas de agua la que favorece la polimerización y acentúa el carácter viscoso.

Sobre esta cita bibliográfica deseo completar la traducción exacta del párrafo que figura al final de la página 319 del texto de la conferencia que comento y que es:

"El $\text{Al}(\text{H}_2\text{PO}_4)_3$ es soluble en agua y es por dos motivos el material de ligazón en los refractarios de alto contenido de alúmina aglomerados con fosfatos: 1.º Su carácter pegajoso y viscoso a temperatura ambiente. 2.º Como precursor del $\text{Al}_2(\text{H}_2\text{P}_2\text{O}_7)_3$ y del $[\text{Al}(\text{PO}_3)_3]_x$ en el refractario cocido."

Personalmente he manejado monofosfato de aluminio y no solamente no he notado el carácter áspero que indica el conferenciante, sino que a pesar de mi imaginación mediterránea me cuesta concordar las cualidades *áspero* y viscoso que le atribuye.

De todas maneras, trabajos más modernos (k, 1966), que no son secretos, pues su referencia bibliográfica se ha publicado en el BOLETÍN DE LA SOCIEDAD ESPAÑOLA DE CERÁMICA, vol. 7, núm. 2, correspondiente a marzo-abril de 1968, página 170 (p) y se anticipó públicamente en Sevilla en mayo de 1967, dan a conocer, determinado concienzudamente por rayos X, microscopía, análisis termogravimétrico y análisis térmico diferencial, las transformaciones que al calentarse sufre el fosfato ácido de aluminio, que es la fase previa a la formación del monofosfato de aluminio.

De todo lo expuesto puede deducirse:

- 1.º Que no existe por ahora un ligante fosfórico que sirva en todos los casos.
- 2.º Que el mecanismo de acción del fósforo de aluminio empleado como li-

gante 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. Según Raschkewan (*k*) a 1.500°C (otros autores indican 1.300°C) el metafosfato se ha descompuesto en ortofosfato y pentóxido de fósforo volátil.

Parece claro que en cada uno de los casos especiales el mejor ligante será aquel que teniendo en cuenta las materias primas empleadas (*m*) consiga mantener su carácter de vidrio amorfo durante mayor tiempo y hasta más elevada temperatura.

Para conseguir el objetivo anterior es necesario tener en cuenta el análisis químico de cada uno de los componentes, grado de trituración, procedimiento de mezcla, forma de empleo, ritmo de secado y cocción y adaptar a ello el ligante. La misma firma Cawood Wharton recomienda el tipo 5.035 para nullita electrofundida, corindón electrofundido y carburo de silicio; el tipo 5.038 para mullita sinterizada y alúmina tabular; el tipo 5.050 para masas apisonadas, masas aislantes a base de esferas huecas de corindón y similares, y aún a pesar de esta recomendación genérica insiste en que se hagan en cada caso ensayos previos. La firma Monsanto produce dos tipos distintos de ligantes para diferentes aplicaciones (por datar esta información de hace cinco años es posible que en la actualidad la gama se haya ampliado); Kreidl, K. G. y Metallgesellschaft (*n*) dan instrucciones sobre distintas adiciones y variación del pH según las aplicaciones previstas.

Considerando todas estas premisas y la falta de datos fundamentales que no aporta el conferenciante, con la mejor voluntad no puedo valorar los ejemplos que menciona más que como meramente informativos sobre posibilidades de aplicación y, personalmente, no me atrevería a sacar consecuencias sobre las ventajas de uno u otro procedimiento o de la ligazón fosfática en relación con la cerámica, pues, sin más datos, me parecen aventuradas todas las afirmaciones.

Refiriéndome concretamente a la ligazón de mullita electrofundida gris, he conseguido con ligazón cerámica valores muy superiores (*o*) a los publicados en la página 322 del artículo que comento, pero también insisto en la meticulosidad con que el doctor don Salvador de Aza y yo realizamos en el Instituto de Cerámica y Vidrio de Madrid, de cuya alta autoridad científica no cabe dudar, los

ensayos referenciados al principio con mullita electrofundida gris y fosfato de aluminio y cromo, y afirmo rotundamente que la refractariedad bajo carga de 2 Kg/cm² fue de 1.600°C, en la composición más desfavorable y 1.700°C en la más favorable.

La técnica de comparar distintos ligantes, sin tener en cuenta sus características físicas y químicas y a base únicamente de emplearlos en idénticos porcentajes me recuerda, con todos los respetos, la anécdota que se atribuye al doctor Fleming, poco después de divulgarse el empleo de la penicilina, según la cual un médico rural que acostumbraba a curar las obstrucciones intestinales con un enema de un litro de agua tibia y salina, habiendo oído hablar de la penicilina, quiso hacer la comparación con idéntico modo de empleo e igualdad de dosis, llegando a la conclusión de que la penicilina era una cosa cara que no servía para nada.

Ruego disculpe la extensión de este escrito pero su publicación me ha parecido imprescindible, tanto por dignidad profesional como autor de un trabajo anterior como para puntualizar conceptos fundametales de la ligazón fosfática.

Muy atentamente,
CARLOS ROMEU Y PECCI

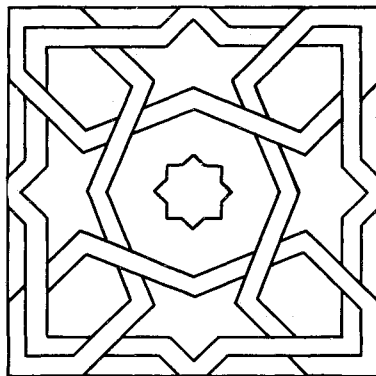
BIBLIOGRAFÍA DADA POR EL DOCTOR DE MIGUEL

1. KINGERY, W. D.: "Fundamental Study of Phosphate Bonding in Refractories". Partes I, II y III. *Jour. Amer. Ceram. Soc.*, 33 (8), 239-241 (1950).
11. LYON, J. E.; FOX, T. U. y LYONS, J. W.: "An inhibited Phosphoric Acid for Use in High Alumina Refractories". *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 45 (7), 661-665 (1966).
16. KHOROSHAVIN, L. B. y otros: "Effect of Phosphoric acid concentration on some properties of finely milled refractory materials. *Ogneupory*, 40-43 (3), 166-169 (1968).

BIBLIOGRAFÍA COMPLEMENTARIA

- a) O. KRISCHER: "Die Wissenschaftlichen Grundlagen der Trockungstechnik". Springer-Verlag, 1963.
- b) E. PREUSSER: "El endurecimiento por vía química de materias refractarias con ayuda de ácido fosfórico diluido". *Silikat. Techn.*, 2 (12), 81-83 (1961).
- c) L. KOLB: "Investigación sobre el fosfato de aluminio como aglomerante para altas temperaturas". *Silikat. Techn.*, 5 (16), 160-165 (1965).
- d) M. MOSER: "La formación de la ligazón en las muelas cerámicas de corindón y de carburo de silicio triturados (aplicación de la microsonda a su estudio)". Conferencia aún no publicada, leída en la X Conferencia Internacional sobre Silicatos. Budapest, 15-20 junio de 1970.
- e) R. E. BIRCH: "Refractories in Transition". *Iron and Steel Engineer*, [10], 143-150 (1966).
- f) T. CHVATAL: "Aluminium - Chrom - Phosphat, ein neues feuerfestes Bindemittel". Xth International Ceramic Congress in Stockholm Sweden, June 12-18, 1966, 377-391.
- g) L. S. GOLJINKO-WOLFSON y L. G. SUDAKAS: "Einiges Gesetzmässigkeiten des Auftretens bindender Eigenschaften bei Phosphat-Systemen". *Zhurnal prikladnoi khimii (Zeitschrift für angewandte Chemie)*, 7 (38), 1.466-1.472 (1965).

- h) H. REMY: "Tratado de Química Inorgánica". Tomo I, pág. 640, *Elsevier Publishing Company*. Nueva York, 1964.
- i) H. F. REICH; H. PETSCHAUER y G. RABIEGA: "Spezielle Untersuchungen an verschiedenen Elektrokorunden, insbesondere der interkristallinen Glasphase". *Ber. Deut. Keram. Ges.* 5 (42), 185-192 (1965).
- j) J. W. LYONS; G. J. MCEWAN y C. D. SIEBENTHAL: p. 318 in *Highway Research Board Bulletin* núm. 318. *Highway Research Board*, National Academy of Sciences-National Research Council, Washington, D. C., 1962.
- k) I. L. RASCHKWAN; J. N. KUNSMINKAJA y V. A. KOPEIKIN: "Neorganitscheskije Materijalvy". 3 (2), 541-549 (1966).
- m) Patente española núm. 354.947, de 12-6-68. C. ROMEU y R. MARTÍNEZ: "Procedimiento de obtención de productos refractarios de alto contenido de mullita electrofundida y de muy bajo contenido de fase vítrea".
- n) H. BECHTEL y G. PLOSS: "Ueber das Abbiden voz keramischen Rohstoffen mit Monoaluminiumphosphat-Lösung (feuerfestbinder 32). I. Teil. *Ber. Deut. Keram. Ges.* 37 (8), 362-367 (1960).
- o) Patente austríaca núm. 280.137, de 14-6-68. T. CHVATAL y C. ROMEU: "Verfahren zur Herstellung von Feuerfesten Körpern und Stampfmassen".
- p) T. CHVATAL: "Algunas experiencias en la fabricación de materiales refractarios con aglomerante químico a base de fosfato de aluminio y cromo". *BOL. SOC. ESP. CER.* 7 (2), 165-182 (1968).



IN MEMORIAM

Don Alfonso Blat
Monzó
(1904-1970)



Con gran dolor hemos conocido los ceramistas españoles el fallecimiento del amigo querido, del compañero ilustre, del que fue maestro de tantas generaciones. El Señor lo ha llamado, y nosotros, los que le queríamos, los que estábamos cerca de él, con el corazón lleno de congoja y los ojos humedecidos, imploramos al Señor que le conceda un lugar a su lado en las moradas de la eterna luz.

La memoria de Alfonso Blat quedará para siempre grabada en los ceramistas españoles. Su obra permanecerá para dar testimonio de la auténtica maestría cerámica, y su vida, rebosante de fruto, servirá de aliento a los maduros y de luminoso ejemplo a los jóvenes.

La Sociedad Española de Cerámica, que desde su fundación contó con el apoyo y el encendido entusiasmo de Alfonso Blat, hoy llora su ausencia y ruega por su eterno descanso.

NOTAS BIOGRÁFICAS

Don Alfonso Blat Monzó, nació en Benimamet (Valencia) en el año 1904. Inició sus estudios artísticos en la Escuela de Artes y Oficios Artísticos de Va-

lencia, y pasó después a la Escuela Superior de Bellas Artes de San Carlos, en la misma ciudad. Terminados brillantemente sus estudios de dibujo, su vocación por la cerámica le llevó a Manises, conocido centro ceramista, en donde puso en juego toda su ilusión y su enorme entusiasmo para depurar y ampliar sus conocimientos mediante la práctica, asimilando con extraordinaria rapidez y eficacia la técnica de su arte.

Durante los años 1931 a 1933 viajó por Europa, pensionado por el Estado, visitando los centros de cerámica más famosos de Europa. En Francia estuvo en las Escuelas de Vierzón, Limoges y Sévres. También conoció los importantes núcleos de producción cerámica de Praga, Karlsbad, Bohemia, Moravia, Dresde, Meissen, Gante, Amsterdam, etc.

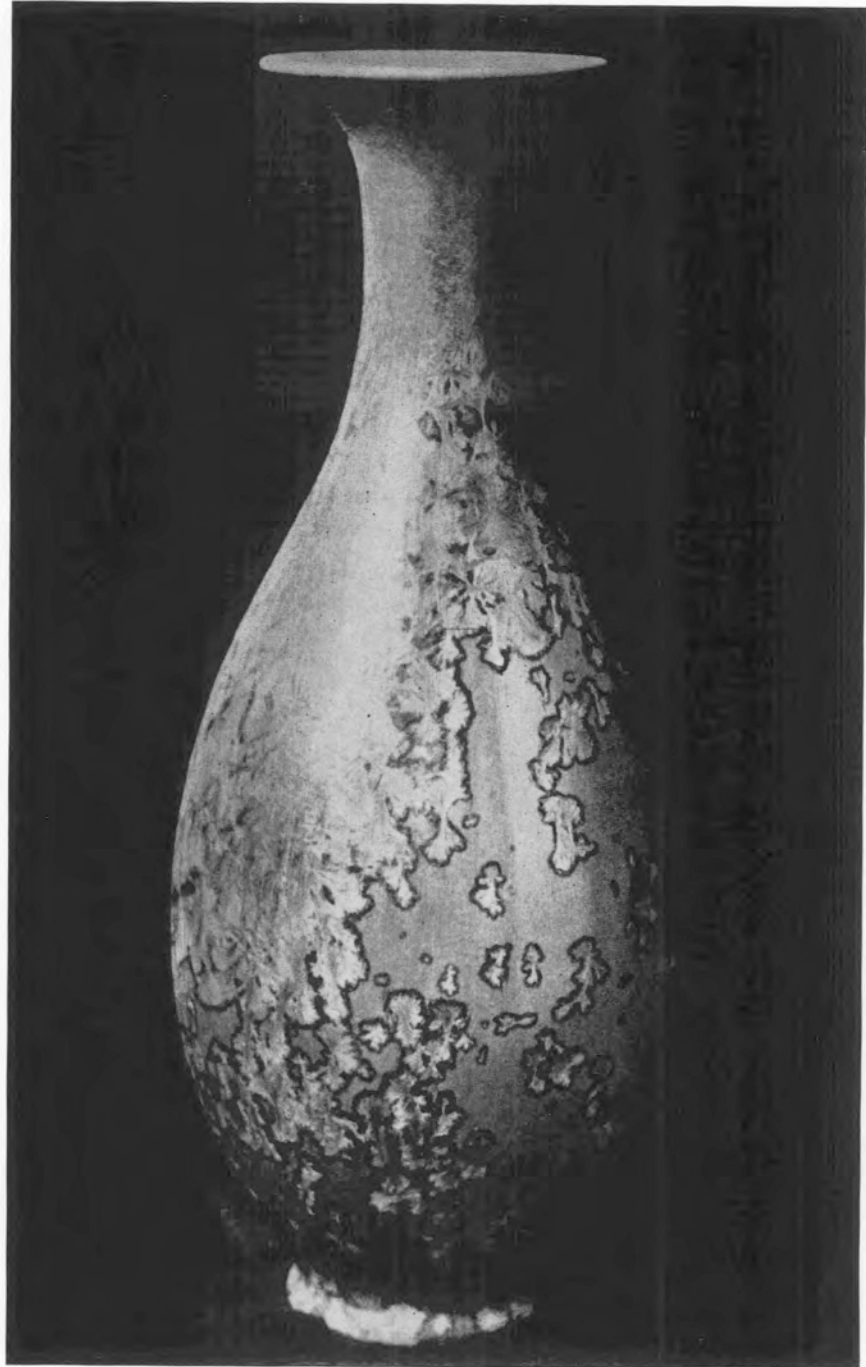
A su regreso a España, aplicó todos los conocimientos técnicos adquiridos en los mencionados centros a la creación de singulares y preciosas piezas cerámicas, de forma estilizada y color depurado. Su obra giró preferentemente en torno al grés y a la porcelana, sobre los cuales aplicó hermosos vidriados, que a veces contenían cristalizaciones exquisitas. La variada y extensa gama de técnicas de trabajo que poseía Blat se conjugó con su extraordinario talento artístico para dar como resultado una refinada creación cerámica, de gran calidad material, de noble línea y de perfecto acabado.

Toda esta labor creadora la fue desarrollando simultáneamente con su tarea docente, desde sus puestos de ayudante de taller, y luego maestro de taller de la Escuela de Artes y Oficios Artísticos, y como profesor de cerámica en la Escuela Superior de Bellas Artes de San Carlos, plazas todas ellas ganadas por oposición. Asimismo consiguió, por oposición, la cátedra de Cerámica de la Escuela de Cerámica de Manises. Posteriormente fue nombrado director de la misma, y en este cargo, desempeñado durante veintidós años, ha permanecido hasta su reciente fallecimiento, ocurrido en Valencia, el 11 de junio de 1970.

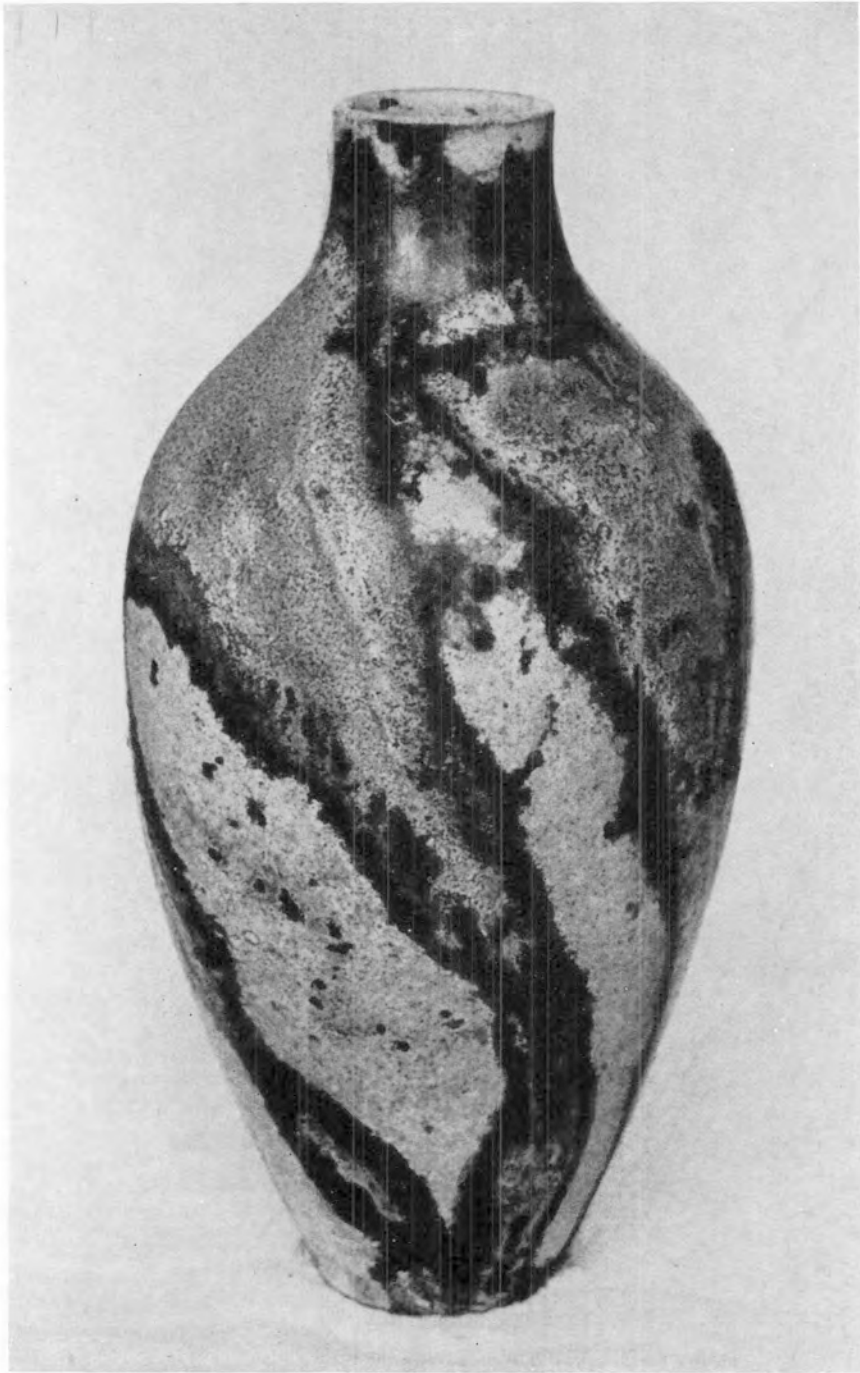
Celebró exposiciones en las principales capitales españolas y en países tales como Méjico, Argentina, Venezuela e Italia. Para cada una de estas exhibiciones modeló expresamente sus cerámicas únicas. Obtuvo la segunda medalla en la Exposición de Artes Decorativas, celebrada en Madrid en 1949, y la Escuela de Manises, bajo su dirección, logró la primera medalla en otra Exposición, que tuvo lugar en Barcelona.

En 1940 contrajo matrimonio con doña Amparo Saborit Coy, del que nacieron dos hijas: Amparo e Isabel.

En los últimos años de su vida fue presidente de la Sección de Arte Cerámico de la Sociedad Española de Cerámica.



Obra del ceramista
D. Alfonso Blat Monzó



Obra del ceramista
D. Alfonso Blat Monzó

Prof. Dr. phil.
nat. habil.
Hans-Ernest
Schwiete



Con gran dolor hemos recibido la noticia del súbito fallecimiento del profesor Hans-Ernest Schwiete, director del Instituto Tecnológico de Beneficio de Minerales, de Aachen, Alemania, acaecido el 24 de septiembre de 1970.

El profesor Schwiete dirigió el mencionado Instituto desde el año 1951 hasta su fallecimiento. La reconstrucción de este Instituto y su constante desarrollo se deben a su esfuerzo personal, y gracias a él alcanzó un puesto de vanguardia en la investigación y en la enseñanza relacionadas con las materias cerámicas, los productos refractarios, los cementos, los aglomerantes hidráulicos y los vidrios.

El profesor Schwiete era conocido internacionalmente por su destacada labor investigadora y docente y, además, por ser promotor y organizador de los Coloquios Internacionales sobre Refractarios, que han venido celebrándose anualmente en Aachen. El pasado año 1969 tuvo lugar la duodécima edición de estos Coloquios.

Su sabiduría, plasmada en incontables publicaciones y transmitida oralmente a sus alumnos y colaboradores; su esforzada dedicación al trabajo y sus excepcionales virtudes humanas, quedarán para siempre grabadas en la memoria de la gran familia de la cerámica, del cemento y del vidrio.

La Sociedad Española de Cerámica comparte el dolor de su ausencia.



Segunda Reunión Internacional sobre Física y Química de Minerales de Asbesto

Después del éxito obtenido en la Reunión de Oxford, en 1967, el Comité organizador se propone celebrar una Segunda Reunión Internacional sobre los más recientes progresos en la química, física, geoquímica y tecnología de los minerales de asbesto.

El lugar elegido para esta celebración ha sido el Instituto de las Ciencias de la Tierra de la Universidad de Lovaina (Bélgica), y se desarrollará durante los días 6-9 de septiembre del año 1971.

Los temas a tratar serán los siguientes :

Física:

- Propiedades de superficie.
- Propiedades mecánicas.
- Propiedades eléctricas.
- Propiedades magnéticas.
- Microscopía electrónica.

Química:

- Composición.
- Espectroscopia.
- Estructura cristalina.
- Reacciones en estado sólido (deshidratación, oxidación, reducción).
- Reacciones con soluciones.

Geoquímica:

- Formación.
- Síntesis.

Estudio de la regla de las fases.
Elementos traza.

Tecnología:

Progresos en las aplicaciones de las propiedades de asbestos para productos y procesos industriales (es decir, cementos-asbestos, plásticos reforzados, materiales aislantes, textiles, etc.).

Para más detalles dirigirse a :

Dr. G. POUCELET
Laboratoire de PhysicoChimie Minerale
Institut des Sciences de la Terre
Croylaan 42
Heverlee (Bélgica).

Reunión Internacional sobre Arcillas 1972

Dicha reunión tendrá lugar en Madrid, España, organizada por la Sociedad Española de Arcillas (S. E. A.), bajo los auspicios de la Asociación Internacional para el Estudio de las Arcillas (A. I. P. E. A.), en cooperación con la Universidad de Madrid, el Consejo Superior de Investigaciones Científicas de España (C. S. I. C.) y el Instituto Español Geológico y Minero (I. G. M. E.). Las sesiones de trabajo se desarrollarán durante los días 25-30 de junio del año 1972.

A esta magna reunión pueden asistir todas aquellas personas interesadas en la ciencia de la arcilla, ciencia

del suelo, cerámica y tecnología de arcillas de todos los países.

La cuota que se ha establecido para los Congresistas es de 50 dólares, y de 20 dólares para miembro acompañante.

Los congresistas recibirán además dos volúmenes con todos los trabajos expuestos, lo cual está incluido en la Cuota de Congresista.

Programa:

Los trabajos presentados versarán sobre cualquiera de los temas siguientes:

1. Cristalquímica de los minerales de la arcilla (incluido estructuras).
2. Génesis y síntesis de los minerales de la arcilla.
3. Propiedades coloidales de la arcilla.
4. Química de la superficie de arcillas (incluyendo propiedades catalíticas).
5. Fenómenos de absorción (incluyendo compuestos orgánicos).
6. Propiedades técnicas y aplicaciones de las arcillas y minerales de la arcilla.
7. Trabajos generales.

También serán admitidos aquellos trabajos que aporten algo positivo sobre la "determinación cuantitativa de minerales de la arcilla".

Asimismo se piensa organizar un simposio sobre caolín durante la celebración del Congreso.

Para las señoras acompañantes de los congresistas se ha organizado un programa especial.

Los idiomas del Congreso serán: inglés, francés, alemán y ruso, sin embargo, todos los resúmenes deben ser escritos en inglés.

Para más información dirigirse a:

Comité Organizador de la
Reunión Internacional
sobre Arcillas - 1972
Departamento de Cristalografía
y Mineralogía
Facultad de Ciencias.
Sección de Geología
Ciudad Universitaria
Madrid-3, España.

IX Congreso Internacional del Vidrio

Organizado bajo los auspicios de la Comisión Internacional del Vidrio, de la Federación de Cámaras Sindicales de la Industria del Vidrio, la Federación de Cristalerías y Vidrierías y el Instituto del Vidrio, el IX Congreso Internacional del Vidrio, tendrá lugar durante los días 27 de septiembre al 2 de octubre de 1971, en el Palacio de Congresos de Versalles.

Los temas del Congreso se han dividido en dos secciones:

Sección A: Trabajos científicos y técnicos.
Sección B: Arte e historia.

Los trabajos de la sección A se han dividido a su vez en tres apartados:

A.1. Trabajos científicos y de investigación básica:

1. Estructura del estado vítreo y del vidrio (en la masa o en la superficie).
2. Métodos nuevos de estudio del estado vítreo y del vidrio.
3. Físico-química de la vitrificación, de la demisción y de la devitrificación.
4. Propiedades de conducción o de semiconducción eléctrica en los vidrios.

5. Propiedades reológicas y características mecánicas del estado vítreo.
6. Problemas de conducción térmica.
7. Interacción de diversas radiaciones con los vidrios.
8. Interacción de la superficie de los vidrios con las condiciones ambientales.

A.2. Trabajos tecnológicos sobre procesos:

1. Nuevos métodos de composición.
2. Procesos de fusión.
3. Procesos de formación.
Vidrio hueco.
Vidrio plano.
Fibras.
4. Procesos de devitrificación.
5. Procesos de recocido.
6. Procesos de templado.
7. Procesos de tratamiento superficial.
8. Automatización y control de procesos.

A.3. Trabajos tecnológicos sobre productos:

1. Vidrio funcional en transmisión, reflexión, aislamiento, decoración, calefacción, etc.
2. Revestimientos de muros o de suelos a base de materiales vítreos.
3. Vidrio hueco reforzado o mezclado.

4. Fibras de vidrio (textil, aislante, óptico).
5. Objetos en vitrocerámica.
6. Objetos compuestos (plásticos armados, etc.) conteniendo materiales vítreos.

Cualquier otro detalle sobre este Congreso podrán obtenerlo a través de:

IX Congres International du Verre
c/o S. O. C. F. I.
7, rue Michel-Ange
75-Paris (16è.)

Nombramientos

Recientemente han sido elegidos Mr. Sam. H. Jerrett, O. B. E. y Mr. H. Olaf Nordbye para ocupar los cargos de presidente y secretario del British Ceramic Council, respectivamente, como sucesores de Mr. G. N. Hodson, M. B. E. y Mr. G. H. Stewart, M. A., quienes desde sus puestos han mantenido durante muchos años, una cordialísima relación con la Sociedad Española de Cerámica. No dudamos que esta relación que nos une al British Ceramic Council continuará en términos igualmente cordiales bajo el mandato de los señores Jerrett y Nordbye, a quienes deseamos mucho éxito en el desempeño de tan importantes cargos.



NUEVOS LIBROS

Programa ARPA-NBS de investigación sobre materiales de alta temperatura y materiales laser. "ARPA-NBS Program of Research on High Temperature Materials and Laser Materials." Editado por A. D. Franklin and H. S. Bennett, Nat. Bur. Stand. (U. S.) Tech. Note, 1970, N.º 514, 95 págs., 1,00 \$.

Esta serie de trabajos recopilados desde el 1 de enero al 30 de junio de 1969, tienen como contenido una revisión sobre proyectos referentes a materiales de alta temperatura y materiales laser. Se incluyen estudios sobre difusión de oxígeno en óxidos, tamaños de grano de cristales de Al_2O_3 , obtenidos por deposición en fase vapor, estructuras electrónicas de boruros de metales de transición y compuestos relacionados, constantes ópticas de Ti, fracturas en vidrios, volatilización de polímeros, la degradación "naranja" del rubí, análisis químico de rubí y vidrios "dopados" con Nd, y la determinación de heterogeneidades submicroscópicas en vidrios.

Metalurgia General. "General Metallurgy (Metallurgie Generale)." J. Bernard, A. Michel, J. Philibert y J. Talbot, 1969. Masson et Cie, Paris VIè, 607 págs., ilust., 98 F.

El libro está diseñado para ofrecer un conocimiento general y propiedades del estado metálico para facultados

y estudiantes de escuelas de ingeniería; es de particular interés para todos aquellos que no sean especialistas en metalurgia. El contenido se divide en cinco partes: 1) Estructura y propiedades físicas. 2) Transformaciones con cambio de fase. 3) Corrosión. 4) Físicoquímica en trabajos de metales, y 5) Métodos experimentales.

ASTM/IES/AIAA. Consulta sobre simulación de espacio. "ASTM/IES/AIAA Space Simulation Conference." Amer. Soc. Test. Mater. Spec. Tech. Publ., 1968, 219 págs., 10 \$.

Selección de valores sobre propiedades de química termodinámica. "Selected Values of Chemical Thermodynamic Properties." D. D. Wagman, W. H. Evans, V. B. Parker, I. Halow, S. M. Bailey y K. H. Schumm. Nat. Bur. Stand. (U. S.) Tech. Note, 1968, N.º 270-73, 264 páginas, 1,25 \$.

Las listas tabuladas son de valores conocidos de entalpía y energía de Gibbs de formación, entalpía, entropía, y capacidad calorífica a 298,15°K (25°C); y la entalpía de formación a 0°K de los compuestos de los 34 primeros elementos. Se dan datos de todas las sustancias tanto inorgánicas como orgánicas conteniendo no más

de dos átomos de carbono. No se dan valores para aleaciones metálicas o soluciones sólidas, sales fundidas o sustancias de composición química no definida. Esta publicación contiene todas las tablas previamente publicadas en Tech. Notes 270-1 y 270-2.

Caracterización de trazas, química y física. "Trace characterization Chemical and Physical." W. Wayne Meinke and Bourdon F. Scribner, Eds. Nat. Bur. Stand. (U. S.) Monogr., 1968, N.º 100, 580 págs., 4,50 \$.

Este volumen contiene el texto de lecturas invitadas y resúmenes aportados en los trabajos discutidos en las sesiones correspondientes al simposio realizado en NBS en octubre de 1966.

Los textos desarrollados contienen caracterización y propiedades de materiales; medidas eléctricas; métodos electroquímicos; espectroscopia óptica y de rayos X; difracción de rayos X; métodos ópticos; espectroscopia química; métodos nucleares, y microscopía óptica y electrónica.

Bentonita y sus usos. "Bentonite and Its Use (Bentonit a jeho vyuzitie)." Mikulas Gregor and Blahoslav Cigel, 1969. Publishing House of the Slovak Academy of Sciences, Bratislava, Checoslovaquia, 401 págs., 54, I Kcs.

Este libro está convenientemente dividido en tres secciones. La primera sección contiene información general: génesis, estructura, cristalografía y nomenclatura de minerales y su importancia para la industria. Las propiedades físicas y químicas de mont-

morillonitas están estudiadas con detalle. Se expone información sobre depósitos de trabajo de montmorillonita y sobre métodos de minería y sus procesos. La segunda sección se hace extensiva a la bentonita. La tercera sección se dedica al estudio y planificación de estos problemas en Checoslovaquia.

Los datos se presentan para varios tipos de bentonitas.

El libro es un tratado "comercial" de la bentonita, haciendo énfasis en su importancia como un material universal con más plena aplicación que otros de especies cerámicas; así como se incluye una lista de sus aplicaciones.

Los datos de montmorillonita y las listas de referencias (muchas están en inglés) son la parte más valorable de este libro.

Carburo de silicio. 1968. "Silicon Carbide. 1968." Editado por H. K. Henish y R. Roy, 1969. Pergamon Press, Inc., Elmsford, N. Y. 10523, 372 págs., 15 \$.

Este libro contiene los trabajos presentados en la Carbide Conference realizada en la Universidad del Estado de Pennsylvania, octubre 1968.

En las conferencias se revisan los progresos sobre SiC. Los trabajos están referidos a discusiones sobre tamaños de grano de cristales, propiedades electrónicas, así como demás características y manufactura del material en cuestión. Trabajos sobre refractariedad y propiedades abrasivas, cosas ambas grandemente estudiadas.

Algunos trabajos describen la preparación y propiedades de diodos de SiC. En general se exponen muchos progresos hechos sobre el SiC a lo largo de los últimos diez años.

Octavo Congreso Internacional sobre Vidrio. "Eighth International Congress on Glass." Editado por la Society of Glass Technology, 20 Hallam Gate Road, Sheffield S10 5BT, England, 1969.

El presente libro contiene una lectura inaugural, con el título de "La ciencia, el vidrio y el futuro", a cargo de L. H. A. Pilkington. En la sección de lecturas presentadas, contiene doce trabajos de investigación, a cargo de otras tantas figuras mundialmente conocidas en la investigación sobre diversos problemas que plantea el vidrio. En ellas se hace singular énfasis a la

solución de problemas, tales como: estructura y tecnología, materiales refractarios para su fabricación, gases en vidrios, nucleación y tamaño de grano en vidrios, resistencia mecánica en vidrios, sistemas de ingeniería en la industria del vidrio, problemas físicoquímicos en su fabricación, etc.

Por último, este libro presenta una parte dedicada a resúmenes de lecturas presentadas durante los seminarios, en donde se incluyen nuevos temas de estudio del vidrio.

El libro contiene 271 páginas de excelente papel, así como unas resistentes cubiertas en tela plastificada.

L. O. G.

RESUMENES* Y PATENTES**

MATERIAS PRIMAS

Posibilidades de preparación de arenas feldespáticas por flotado.

M. OBST e I. SIMMON, *Sklar Keram.* (Checoslovaquia), 19 (9), 239-241 (ch) (1969).

Se ha efectuado un estudio de laboratorio que comprende ensayos de flotación de arenas feldespáticas que provienen del yacimiento de Halamky en Checoslovaquia, cuyo contenido inicial en Fe_2O_3 es de 0,50 %. Se presentan dos esquemas de flotación en dos tiempos: flotación de las micas para separarlas del feldespato y del cuarzo después de flotación del feldespato para separarlo del cuarzo. A partir de la arena bruta, se obtiene así 39-42 % de arena de cuarzo utilizable en vidriería (contenido en Fe_2O_3 : 0,05-0,06 %; contenido en feldespato: 7-10 %) para la producción de vidrio de embalado o de vidrio plano. Se puede también reducir a cero el contenido en feldespato de calidad superior y, por otra parte, una arena de vidriería de calidad T15-40 (contenido en Fe_2O_3 : 0,015-0,040 %) que constituye el 30 % en peso de la carga bruta.

(3 figs., 2 refs.)

J. L. O.

* 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.

Feldespatos de flotación noruego.

R. WEISS, *Keram. Zeitsch.*, 22 (6), 343-344 (a) (1970).

Las técnicas de preparación intensivas y modernas, combinadas con un amplio control de calidad y de producción hacen que el feldespato de flotación Norflot^(R) K y Norflot^(R) Na cumplan con especificaciones de alta calidad. Se describen su producción, sus propiedades y sus posibilidades de utilización.
(5 figs., 1 tabla) C. S. C.

PROCESOS DE FABRICACION

La cohesividad de los polvos.

N. PILPEL, *Endeavour* (GB), 28 (104), 73-76 (1) (1969).

Después de poner en evidencia la relación entre la dimensión de las partículas de un polvo y su cohesividad, el autor describe dos aparatos del tipo "célula de corte". El primero sirve para medir los constreñimientos de cortadura que corresponden a una carga de asiento dada, con las que se puede deducir gráficamente la cohesividad. Un segundo aparato de modelo análogo permite medir la resistencia a la tensión de un polvo cuya dimensión de las partículas, el peso específico aparente o el contenido en humedad son los mismos que en el ensayo de cohesividad. El autor indica los medios de rebajar o disminuir la cohesividad de un polvo y expone el estado actual de las investigaciones sobre la teoría de este fenómeno.

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

J. L. O.

Particularidades de los polvos de prensado obtenidos con atomizadores de alimentación por la parte superior.

V. M. GALAN, *Steklo Keram.*, 27 (2), 32-33 (r) (1970).

Microfotografías obtenidas de los polvos secados muestran que están constituidos por granos irregulares, con algunas cavidades, y de dimensiones inferiores a 0,28 mm., y de granos más gruesos igualmente irregulares, lo cual perjudica la homogeneidad del prensado. Sin embargo existe una gran homogeneidad en húmedo de las diferentes fracciones granulométricas. Además, los polvos no pierden apenas humedad durante el almacenado, lo cual sugiere la preparación de las composiciones por separado y su distribución a las diferentes fábricas.

(4 figs., 2 tablas, 1 ref.)

C. M. J.

Empleo de sustancias tensoactivas para el prensado de mezclas duras.

G. V. PLIUCHTCH y A. I. SLEZKO, *Porochkovaia Metallurgia*, 10 (2), 11-13 (r) (1970).

Se ha establecido que la adición de una sustancia tensoactiva (ácidos oleico, palmítico o esteárico) a la parafina utilizada como plastificante, permite disminuir la presión de moldeo en 100 Kg/cm², y mejorar las características plásticas de la pasta. Las proporciones óptimas de plastificantes y material tensoactivo se determinan de modo a conseguir capas monomoleculares alrededor de los granos de la materia a prensar. También se indican las influencias del tensoactivo sobre la contracción y la porosidad de las piezas sinterizadas.

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

C. M. J.

Consideraciones sobre el molido por choques.

J. MAEDER, *Aufbereit-Techn.*, 11 (2), 83-86 (a) (1970).

(6 figs.)

PRODUCTOS DE ARCILLA

Defloculación de una arcilla ball clay azul. II. Utilización de silicato y de oxalato sódico.

W. RYAN, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, 69 (1), 33-36 (i) (1970).

Se extienden a la defloculación con silicato y oxalato sódico los resultados obtenidos en la defloculación del mismo tipo de arcilla mediante NaOH y CO_2Na . Se mide la adsorción de sodio para varias concentraciones de defloculante, hallándose que: 1) la máxima fluidez de la suspensión se logra para un reemplazamiento incompleto por los iones Ca^{2+} y H^+ del ión Na^+ . 2) se produce un fenómeno de superdopado cuando la adsorción de Na^+ a partir del electrólito es baja.

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

C. M. J.

Influencia de las adiciones de óxidos alcalinos sobre las transformaciones de fases que se producen en la cocción de arcillas de varias composiciones mineralógicas.

V. F. PAVLOV, A. S. BYSTRIKOV y N. I. ANDREEVA, *Steklo Keram.*, 27 (2), 38-40 (r) (1970).

Se han cocido entre 1.050 y 1.300° C tres arcillas: caolinita, caolinita-montmorillonita y caolinita micácea, con y sin adiciones de carbonatos de litio, sodio o potasio, en porcentajes de 2 mol % expresados en óxidos. Los resultados se examinaron por rayos X, y se dan las fases formadas. Queda establecido que la acción de las adiciones depende de la composición mineralógica de las arcillas. En las arcillas caolinífticas, las adiciones refuerzan la cristalización de la cristobalita según esta secuencia decreciente: Li_2O , Na_2O , K_2O . Esta misma secuencia es válida para la formación de mullita. En las arcillas montmorillonífticas, los óxidos no contribuyen a la formación de cristobalita, y favorecen ligeramente la de la mullita. En los caolines micáceos, la mullitización sólo se favorece a 1.150° C. Los resultados no concuerdan exactamente con los publicados por otros autores.

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

C. M. J.

VIDRIADOS Y DECORACION

Estudios sobre el endurecimiento químico de vidriados.

K. GROSSKOPF y H. SCHOLZE, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (9), 556-562 (a) (1970).

Se provocaron tensiones de compresión superficiales en seis muestras, que representaban un estado intermedio entre el vidrio plano y un vidriado de porcelana blanda, por intercambio iónico de K por Na en fundidos de KNO_3 por debajo del punto T_g , y se estudió la influencia sobre el endurecimiento de la superficie. Se determinaron las condiciones de difusión, formación de tensiones, resistencia Knoop a la indentación, la recuperación elástica y la resistencia a la abrasión. La resistencia a la indentación "bajo carga" varía muy poco por el intercambio iónico, mientras que los valores experimentales de la recuperación elástica aumentan al aumentar el intercambio iónico. A esto va unida una disminución de las pérdidas por abrasión, que en principio denota un efecto favorable del endurecimiento químico sobre las superficies del vidriado.

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

C. S. C.

Determinación del momento eléctrico de minerales de la arcilla, en suspensión, en función del tamaño de partícula y del contenido en electrolito.

H. H. KÄS y R. BRÜCKNER, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (9), 550-555 (a) (1970).

Con ayuda de la birrefringencia electroóptica es posible determinar el momento eléctrico de partículas en suspensión, con lo cual puede hacerse una distinción entre momento inducido (polarizabilidad) y el momento permanente. El momento eléctrico inducido aumenta según r^n (r : radio de las partículas) siendo $n = 1, 2$ ó 3 , según que existan partículas cilíndricas, circulares o esféricas. Consta de dos partes: una dependiente del electrolito y la otra independiente de él. La primera se encuentra en estrecha relación con la doble capa eléctrica difusa, la segunda está formada por la propia polarizabilidad de las partículas con el dipolo agua directamente adsorbido y con los iones. El momento eléctrico permanente es proporcional al cuadrado del radio de las partículas. No está influido más que ligeramente, o en absoluto, por el contenido electrolítico. Los resultados permiten obtener conclusiones sobre la estructura de la doble capa eléctrica de las partículas en suspensión.

(14 figs., 7 refs.)

C. S. C.

REFRACTARIOS

Propiedades de los refractarios en relación con la estructura de los hornos.

J. F. CLEMENTS, *Jour. Brit. Ceram. Soc.*, 6 (5), 131-132 (i) (1969).

(3 refs.)

Defectos de diseño en los revestimientos refractarios de los hornos.

L. G. HUGGETT, *Jour. Brit. Ceram. Soc.*, 6 (5), 123-130 (i) (1969).

(13 figs., 1 tabla)

Experiencias en el revestimiento de cucharas de acería con masas de apisonado. IV. Contribución al estudio de la duración de las cucharas en una acería de conversión al oxígeno con convertidores grandes.

C. BAUER y J. KOENITZER, *Stahl u. Eisen*, 89 (20), 1.102-1.105 (a) (1969).

Se describen las medidas que se realizaron para eliminar los cuellos de botella, por aumento de la duración y del volumen de las cucharas, en una acería de conversión por oxígeno con dos convertidores de 265 t. y una producción mensual de unas 330.000 t. Empleando cucharas apisonadas pudieron elevarse las duraciones y reducirse los costes de revestimiento. Se alcanzó el aumento necesario de la disponibilidad de cucharas.

Se describen detalles del revestimiento de las cucharas, que tienen influencia en su duración. La mayor capacidad media de las cucharas apisonadas conduce a un aumento sensible de la capacidad y adicional descenso de costes. Del paso de un apisonado a mano, a una compactación automatizada, se espera una duración más elevada y más uniforme de las cucharas.

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

E. P. B.

El nitruro de silicio en las industrias de ingeniería y de procesos.

ANÓNIMO, *Metallurgia*, 80 (479), 92-94 (i) (1969).

El nitruro de silicio "Roydazide" es un producto fabricado en la factoría de Stone de la Doulton Industrial Products. Se fabrica en cuatro pasos:

1. Presión isostática de polvo de silicio a presiones entre 10.000 y 25.000 lb/pulg², para formar un cuerpo de poca compacidad.
2. Prenitruración de este cuerpo para dar un material mecanizable.
3. Mecanizado del cuerpo prenitrurado por medio de técnicas normales de taller.
4. Cocción final del elemento mecanizado, a 1.450° C, para producir un material cerámico duro completamente nitrurado.

Con una porosidad de 18 a 25 %, el material tiene unas excelentes características mecánicas, térmicas y eléctricas. Resiste las fusiones de aluminio, plomo, estaño, cinc y níquel/plata, y también los ácidos minerales. Es atacado por el cobre o latón fundidos y por ácido fluorhídrico caliente.

(3 figs.)

E. P. B.

Experiencias en el revestimiento de cucharas de acero con masas de apisonado. III. Empleo de cucharas de colada apisonadas en una acería Thomas.

T. HARTMANN, *Stahl u. Eisen*, 89 (20), 1.100-1.105 (a) (1969).

Se informa sobre ensayos que se realizaron al pasar de cucharas de acero de 40 t. revestidas de ladrillos a apisonados, para encontrar la masa más favorable para las condiciones de la acería Thomas. Después de la prueba, las cucharas con masas apisonadas alcanzan duraciones elevadas e igualmente altas que las de ladrillos. Se dan indicaciones detalladas sobre el secado de las cucharas apisonadas. Los costes de cucharas por t. de acero bruto, bajan de 0,77 a 0,63 DM/t. de acero bruto al pasar de cucharas de ladrillos a apisonadas.

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

E. P. B.

El papel de los refractarios en cien años de fabricación de hierro y acero.

JOHN D. SHARP, *Iron and Steel*, 79-84 (núm. especial de 1969).

El progreso de la industria refractaria está ligado muy estrechamente al estado de la industria del acero. Los procesos nuevos pueden fracasar o tener éxito sobre el coste de operación, que en algunos casos está grandemente gobernado por el coste de refractario por tonelada.

Técnicamente ha habido muchos cambios en aplicación pero los libros antiguos sobre hierro y acero muestran muy claramente que hubo ideas realmente nuevas. En el horno alto, los cambios han sido el uso del carbono y de algunos refractarios colados fundidos, para hacer frente al aumento en tamaño y en rendimiento; en los procesos neumáticos y al oxígeno, de fabricación de acero, el establecimiento de los principios de la marcha ácida y básica y el uso de los revestimientos monolíticos y de magnesita. El empleo del método LD debe una gran parte de su éxito a su bajo coste de refractario/tonelada de acero. El Martin-Siemens ha salido de cero, pero ahora está decayendo en popularidad como la primera unidad acerera. Emplea más refractarios/tonelada que cualquier otro proceso.

El acero eléctrico se ha expansionado mucho desde la guerra 1939-45 y depende ahora del desarrollo refractario como un aspecto muy importante de su crecimiento. El uso de refractarios no cocidos y el de recuperadores, crecerá indudablemente. En el foso de colada, la tecnología de hace cien años, se adelantó a su tiempo. Ahora esta tecnología está siendo activamente aplicada.

E. P. B.

Mojabilidad de refractarios por acero fundido.

E. A. PROKOTEVA, *Ogneouopy*, 34 (11), 51-53 (r) (1969).

Los ensayos se realizaron con el microscopio de calefacción hasta los 1.550° C. Los refractarios estudiados fueron de los tipos arcillosos, ricos en alú-

mina, de corindón, de circón, de circonia, de periclusa, de magnesia y de carburo de silicio. Se representan las curvas de variación del ángulo de mojado en función del tiempo. Se dan algunas conclusiones sobre la relación entre el mojado de refractarios y su comportamiento en servicio en contacto con acero fundido.

(1 fig., 4 tablas, 19 refs.)

C. M. J.

Formación de grietas en los refractarios para convertidores cocidos.

S. KIENAV, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (7), 426-430 (a) (1970).

Se calculan las tensiones termoelásticas que se producen en un ladrillo al calentar una pared del convertidor. Los cálculos se efectúan para una lámina delgada que se supone situada paralelamente al gradiente térmico (problema referido a un plano). Para un gradiente térmico regular el ladrillo, primitivamente rectangular, adquiere un aspecto curvado, de forma que las líneas rectas paralelas a la cara caliente de la cabeza del ladrillo, se transforman en áreas de círculos concéntricos. Sin embargo, no se producen tensiones internas. Por el contrario, en el caso de un calentamiento no estacionario, que produce gradientes de temperatura locales diferentes, se producen en el centro del ladrillo tensiones de tracción que dan lugar a la formación de grietas, si se sobrepasa la resistencia a la rotura. Para apreciar el riesgo de formación de grietas se introduce una cifra característica sin dimensiones.

(11 figs., 14 refs.)

C. S. C.

Comparación entre el desgaste, en la práctica y en los ensayos de laboratorio, de ataque por las escorias en los refractarios para convertidores.

G. ZOGLMEYR, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (7), 414-417 (a) (1970).

Se hicieron estudios comparativos entre el modelo calentado LD, preparado para la prueba de ataque por las escorias en refractarios para convertidores, y el utilizado en la industria, con el fin de demostrar que los resultados concuerdan tanto desde el punto de vista metalúrgico como en lo que se refiere al proceso de desgaste y su cuantía. Como ejemplos típicos se presentan fotografías de desgaste de refractarios de magnesita fritada de distintas calidades aglomerados con alquitrán, cocidos, impregnados y no impregnados en alquitrán. Basándose en los resultados de estos estudios, sobre el modelo caliente, se explican algunos tipos especiales de desgaste, así como el desgaste discontinuo de los ladrillos que contienen carbón y el desgaste extremo del fondo del convertidor. Los resultados obtenidos constituyen una prueba en favor de la utilización del modelo caliente como ensayo de corrosión por las escorias que simula más de cerca las condiciones industriales.

(8 figs., 2 tablas; 12 refs.)

C. S. C.

Medida del desgaste del recubrimiento refractario en el horno Kaldo.

H. ZEDER, S. BERGH y N. STÄHL, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (7), 418-422 (a) (1970).

Desde hace mucho tiempo existe en la industria del hierro y del acero la necesidad de encontrar métodos para la medición exacta y continua del desgaste de los recubrimientos. El método del hilo de iridio puesto a punto en las acerías de Domnarvet y de Oxelösund se basa en la corrosión de los hilos de Pt-Ir introducidos por prensado en los ladrillos de dolomía impregnados en alquitrán o de magnesita cocidos impregnados en alquitrán y la medida simultánea de probetas de acero. Se describen el método del hilo de Ir y el método del punto de Ir, y se indica su exactitud y el grado de confianza que se les puede conceder. Los gastos se elevan actualmente a unos 4 pfennig/t.

acero. Actualmente se prueba el método complementario Pt/Ag y constituye un suplemento tanto para la técnica como para la investigación de los refractarios.

(11 figs., 1 tabla, 30 refs.)

C. S. C.

Método mejorado para la producción de ladrillos refractarios aislantes.

B. P. LÖCSEI, *Interceram*, 18 (4), 285-291 (i) (1969).

Se han estudiado las reacciones del fluoruro y del silicofluoruro de aluminio con la sílice, así como las transformaciones del silicato de aluminio y del silicato hidratado de aluminio, ambas conduciendo a la formación de mullita. El objeto es el de fabricar refractarios aislantes ligeros y de fuerte resistencia mecánica. Se han determinado las pérdidas de peso y sus velocidades, así como las fases cristalinas formadas, por medio de rayos X, de composiciones de AlF_3 , para diferentes temperaturas de calentamiento. De las experiencias se deduce que es posible producir refractarios aislantes ligeros a partir de arcillas con grandes cantidades de fluoruro de aluminio. La cantidad de mullita o de corindón puede llegar a ser de 90 a 98 % en dichos productos.

(12 figs., 11 tablas, 21 refs.)

C. M. J.

Ensayo de ataque por las escorias de refractarios básicos en los hornos rotatorios.

K. H. OBST, W. MÜNCHBERG, H. P. HAASTERT, F. REGNERI y G. KÖNIG, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (7), 423-425 (a) (1970).

Los datos obtenidos en los hornos rotatorios sobre la resistencia de los refractarios al ataque por las escorias, se comprobaron en ensayos en condiciones industriales en convertidores de gran capacidad. Los resultados no concuerdan si el principal desgaste en el convertidor es el de la abrasión mecánica. Sin embargo es también factible simular la abrasión en la zona de impacto de la carga. Así es posible aplicar a los hornos rotatorios estudios efectuados en los convertidores. Además, este aparato de ensayo proporciona, de forma sencilla, material para las investigaciones básicas sobre el proceso de desgaste.

(8 figs., 2 tablas)

C. S. C.

Relación entre propiedades físicas y velocidad de desgaste de refractarios cocidos de dolomita-magnesita aglomeradas con alquitrán en los convertidores LD.

N. SHIMADA y H. NAMIKI, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (7), 408-413 (a) (1970).

La permeabilidad gaseosa y la resistencia a la flexión en caliente tienen una influencia marcada sobre la velocidad de desgaste. Los autores han establecido una ecuación para el índice de calidad que resulta de la relación entre las tres propiedades anteriormente mencionadas. Se estudiaron experimentalmente los factores que influyen, durante la fabricación, sobre la permeabilidad gaseosa y sobre la resistencia a la flexión en caliente. Fundándose en estos resultados se han fabricado refractarios de dolomita-magnesita, aglomerados con alquitrán, cocidos que presentaban diferentes permeabilidades gaseosas y diferentes resistencias a la flexión en caliente. Se sometieron, por una parte, a un ensayo de resistencia al ataque por las escorias, efectuado en el laboratorio, y por otra parte se ensayaron en un convertidor en condiciones industriales. Los resultados condujeron a la conclusión arriba indicada.

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

C. S. C.

Propiedades y duración de los ladrillos dolomíticos alquitranados en los convertidores LD.

P. HAMMERSCHMID, E. FRIEDL y R. EULER, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (7), 399-401 (a) (1970).

Mediante un cálculo de regresiones múltiples se estudió el efecto de las condiciones de servicio y de las propiedades de los ladrillos sobre el deterioro de la obra de albañilería de dolomía alquitranada durante el soplado de la fundición bruta rica en fósforo y pobre en fósforo. Se han manifestado como significativos los siguientes factores: Elevado contenido en Si de la fundición, tipo de soplete, tiempo de espera y de permanencia, la fábrica de la cual proceden los ladrillos, densidad aparente de ellos y la proporción de parte fundida de la fundición rica en fósforo soplada.

(1 fig., 3 tablas, 2 refs.)

C. S. C.

La acción inhibitoria de la infiltración ejercida por el carbono en el deterioro de refractarios básicos que contienen alquitrán en los convertidores de oxígeno.

H. BARTTEEL, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (7), 402-407 (a) (1970).

Los refractarios básicos aglomerados con alquitrán y los impregnados en él, contrariamente a los productos carentes de alquitrán, se caracterizan por presentar una infiltración pequeña cuando se utilizan en los convertidores de oxígeno. Esto se puede atribuir al grafito finamente cristalino depositado orientadamente bajo distintas formas de crecimiento, en los poros de refractario, como consecuencia del *cracking* y de la coquización del alquitrán. Sin embargo existen distintas opiniones sobre el mecanismo de transformación. Fundándose en estudios de desgaste, se admitió una doble forma de actuación del carbono. La relación de los componentes básicos a los componentes ácidos de la masa fundida que penetra en la zona caliente, inmediatamente delante del grafito, determina cuál de los efectos predomina. Si esta relación, representada de forma simplificada por $\text{CaO}/(\text{P}_2\text{O}_5 + \text{SiO}_2)$, es alta (superior a la de la serie de cristales mixtos de silico-fosfato), la reducción de la infiltración tiene lugar principalmente por un efecto químico (reducción de los iones metálicos pesados que penetran en el refractario y solidificación del óxido fundido); si por el contrario es pequeña, esta reducción se produce fundamentalmente por un efecto físico (el grafito no es mojado por la fase líquida). En los ladrillos dolomíticos, la débil infiltración es debida, por lo tanto, a la reducción de los iones de hierro. En los refractarios de magnesita, por el contrario, puede tratarse de un efecto de reducción y de no mojado.

(14 figs., 33 refs.)

C. S. C.

Formación de carbón en los refractarios de magnesita impregnados en alquitrán después de utilizados en los convertidores a oxígeno.

H. BARTHEL, W. LIBAL, R. HAUSNER, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (9), 532-537 (a) (1970).

En los productos básicos que contienen alquitrán se deposita carbón durante su utilización técnica a causa del *cracking* y de la coquización del alquitrán, que disminuye la penetración de sustancias extrañas. Las muestras de carbón tomadas de un refractario de magnesita, estudiadas roentgenográficamente, y muestras de coque de alquitrán comparables con ellas, presentan al elevarse la temperatura una ordenación cristalográfica mayor, que se manifiesta por una disminución de la distancia entre los planos reticulares y de la distorsión reticular en la dirección del eje *c*, y por un aumento de las zonas reticulares de difracción coherente. Las fotografías tomadas con el microscopio electrónico presentan las muestras de carbón de los ladrillos de magnesita en

capas laminares unidas de diferentes formas, con diámetros hasta de 1.000 Å, que están formadas por zonas reticulares de difracción coherente. Los diagramas de difracción presentan difracciones (hkl) de la red del grafito tanto más netas, cuanto mejor es la colocación de las laminillas en función de la temperatura de utilización. Las zonas carbonosas desordenadas presentan únicamente anillos de difracción (hk). El carbón depositado en los ladrillos en la zona caliente consta de capas aisladas de carbón, bien ordenadas según el plano basal, con numerosas ordenaciones puntuales según la dirección del eje c. Por eso parece indicado considerarlo como un grafito fuertemente desordenado, en estado paracristalino.

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

C. S. C.

PORCELANA Y GRES

La cristobalita como parte componente de la estructura en la porcelana.

A. MIELDS, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (9), 580 (a) (1970).

La relación causal entre frenado de disolución del cuarzo en las superficies límites de fase y la aparición de cristobalita en tales zonas se puede comprobar, por ejemplo, insertando carbón, como medio inhibidor de disolución, entre la fase fundida y el cuarzo. A esto se puede añadir, sin que exista contradicción, que la formación de cristobalita en la porcelana puede producirse por otros mecanismos en función de la facilidad de transformación del cuarzo o de la concentración de SiO₂ en la fase fundida.

(3 refs.)

C. S. C.

La cristobalita como parte componente de la estructura en la porcelana.

K. H. SCHÜLLER, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (9), 578-579 (a) (1970).

La formación de cristobalita en las porcelanas que contienen cuarzo no depende de la existencia de una superficie libre interna en el cuerpo cerámico. Las grietas observadas frecuentemente en tales porcelanas, en las cercanías de la cristobalita deberían, más bien, ser en su mayor parte consecuencia de las tensiones provocadas por la formación de cristobalita.

(1 fig., 8 refs.)

C. S. C.

Estudio sobre la estructura de la porcelana. VII. Influencia del tamaño de grano en la porcelana de alúmina.

K. H. SCHÜLLER y H. KOCH, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (8), 478-484 (a) (1970).

Se varió el tamaño de grano del óxido de aluminio, en porcelanas de alúmina, por una parte mediante moliendas de duración variable y por otra adicionando alúmina calcinada con cristales primarios de distintos tamaños. El tamaño de grano óptimo para conseguir elevadas resistencias se situó aproximadamente entre 5 y 7 μ. Este valor óptimo es más evidente en el caso de las variaciones de tiempo de molienda que cuando se utilizan cristales primarios de distintos tamaños. Para la misma alúmina influye también la cocción sobre la estructura y sobre la resistencia de la porcelana. Entre las modificaciones de la alúmina, únicamente la Al₂O₃ es adecuada para la fabricación de una porcelana muy resistente.

(7 figs., 11 tablas, 9 refs.)

C. S. C.

Microscopía electrónica de transmisión en esmaltes de porcelana opacificados con TiO_2 .

W. H. ENGEL, R. A. EPPLE y D. W. PARSONS, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 49 (2), 175-179 (i) (1970).

La resolución obtenida mediante esta técnica es superior a la obtenida con otras. Los cristales de rutilo presentan siempre una morfología acicular; los cristales de anatasa presentan morfologías cúbica, rectangular o acicular. Por debajo de 1.350°F aparecen agregados de cristales en formas de estrella. El tamaño medio de partícula dobla su valor al aumentar la temperatura de cocción de 1.292° a 1.580°F . Los tamaños de partículas dentro de ± 1 desviación standard varían con un factor de 3:1 o de 4:1.

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

C. M. J.

Porcelana vítrea reforzada con bauxita calcinada.

JAMES R. FLOYD, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 49 (2), 172-174 (i) (1970).

Se ha intentado obtener productos de porcelana vítrea con resistencias cercanas a las de cuerpos de porcelana de alúmina calcinada, con un precio de costo menor. Se estudiaron tres bauxitas calcinadas a tres temperaturas diferentes. Las conclusiones son de que las bauxitas calcinadas a temperaturas altas dan las mismas propiedades mecánicas que la alúmina sinterizada. La dilatación térmica de las porcelanas con bauxita es menor que la de porcelanas con alúmina y mucho menor que la de porcelanas cuarzosas. El color es más oscuro, debido sobre todo al óxido férrico presente como impureza en los minerales bauxíticos.

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

C. M. J.

Influencia de los mineralizadores sobre la estructura y la resistencia de la porcelana dura.

H. E. SCHWIETE y C. ZOGRAFON, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (8), 471-477 (a) (1970).

Se ha comprobado que la utilización de una serie de mineralizadores, en pequeñas cantidades, ejerce una fuerte influencia sobre la red, provocando variaciones de las propiedades de la porcelana. Las adiciones de ZnO producen un efecto favorable porque no disminuyen sensiblemente el intervalo de temperatura de sinterización, al disminuir la temperatura de densificación, elevan la densificación del cuerpo cerámico y aumentan la resistencia. Las adiciones de TiO_2 producen únicamente una estabilización de la mullita primaria frente al ataque de la fase vítrea; al disminuir la temperatura de cocción no se produce aumento de la resistencia con relación a la pasta de referencia. El CaF_2 es inadecuado, por la fuerte disminución del intervalo de cocción, con el peligro consiguiente de sobrecocción, y a causa de la formación incompleta de la red y con ello de la disminución de la resistencia.

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

C. S. C.

Influencia de las arcillas y de los caolines sobre la resistencia mecánica de la porcelana.

H. KOCH, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (9), 538-544 (a) (1970).

Sobre la resistencia mecánica de la porcelana aluminosa influye fuertemente la elección de las materias primas, independientemente de las cantidades de alúmina, no demasiado calcinada, añadidas. Las arcillas y los caolines con un contenido elevado en Al_2O_3 y, por tanto, con un contenido pequeño en SiO_2 ,

mejoran la pasta. El cuarzo, en cualquier forma, da lugar a disminución de la resistencia. Las arcillas y caolines de elevada superficie específica ejercen una acción favorable. En la textura debe existir juntamente con alúmina α una determinada cantidad de mullita primaria escamosa y un tanto por ciento mayor de mullita secundaria finamente acicular, la cual debe penetrar ante todo en la fase vítrea, pero también debe hacerlo en las superficies de contacto de los granos.

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

C. S. C.

Nuevo baño de esmaltado de porcelana, faenza y otros productos cerámicos.

V. N. GLUCHTCHENKO, N. G. DONTCHIK Y OTROS, *Steklo Keram.*, 27 (2), 44-45 (r) (1970).

(2 figs., 2 refs.)

Experiencias sobre el esmaltado directo.

L. C. FARROW, *Ceram. Ind.*, 94 (2), 34-35 (i) (1970).

(4 figs.)

Nuevo procedimiento de esmaltado blanco directo.

R. WENDEL, *Email Metal* (4), 23-28 (f) (1969).

(3 tablas)

Características fotométricas de esmaltes blancos de titanato en función de los regímenes de fusión y de cocción.

L. Z. ZASUKHINA y G. P. SMIRNOVA, *Steklo Keram.*, 27 (2), 27-29 (r) (1970).

Se dan los valores de los coeficientes de reflexión difusa total, de blancura y de intensidad de reflejo amarillo, de varias composiciones de esmaltes blancos de titanatos. Las curvas muestran además la importante influencia de las temperaturas de fusión y de cocción sobre las propiedades de coloración de estos esmaltes para metales.

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

C. M. J.

Procedimiento fácil de esmaltado.

R. JORDAN, *Ceram. Age*, 86 (2), 18-20 (i) (1970).

El procedimiento es una variante del proceso clásico de caída de agua: El esmalte cae formando una cortina continua sobre las piezas a esmaltar. El esmalte no utilizado se recupera y vuelve al ciclo. Se indica una variante que permite la monococción de las piezas.

(5 figs.)

C. M. J.

PRODUCTOS ESPECIALES

Análisis termogravimétrico aplicado a las ferritas.

P. J. L. REIJNEN, *Philips Tech. Rev.*, 31 (1), 24-30 (i) (1970).

La termobalanza, que determina las pérdidas por volatilización de un compuesto en función de la temperatura y de la presión, puede utilizarse para

investigar las reacciones y los equilibrios entre sólidos y gases. La precisión es elevada aún a altas temperaturas. Como ejemplo de aplicación, se describe un estudio del sistema MgO-FeO-Fe₂O₃, realizado por ATG entre 1.000° y 1.400° C, y presiones de 1 atmósfera; los cambios de masa pueden detectarse con una precisión de 1 parte en 50.000. Después de una discusión del diagrama de fases, se explica cómo es posible llegar a conocer la estructura de defectos de la fase espinela a partir de ensayos de equilibrio entre la fase espinela y el oxígeno. Se demuestra que la ecuación de equilibrio puede incluir la concentración de vacantes catiónicas no cargadas, de un modo como si los iones férricos cercanos compensaran la carga negativa producida por los iones oxígeno que rodean la vacante. Además se discute una pequeña región de composición que contiene vacantes aniónicas. Se ha desarrollado una balanza de microtorsión mejorada cuya precisión es diez veces mayor.

(8 figs., 7 refs.)

C. M. J.

Materias primas y preparación de mezclas en la industria de ferritas.

HANS B. RIES, *Keram. Zeitsch.*, 21 (10), 664-666 (a) (1969).

Los dos métodos más importantes para la preparación de polvos de ferrita son: 1) molienda en húmedo de óxidos u otros compuestos de Mn, Zn, Ni, Co, Mg y Fe, secado, cocción y molienda; y 2) sinterización de una mezcla de Fe₂O₃ y CO₃Ba ó CO₃Sr y molienda. Actualmente el mezclado en seco en molinos da una mezcla tan homogénea como el mezclado en húmedo, y produce gránulos de polvo de una mayor densidad.

(9 figs., 3 tablas)

C. M. J.

Preparación de una ferrita ferrosa de níquel a partir de la coprecipitación de Ni_{0,2}Fe_{0,8}C₂O₄ · 2H₂O.

P. K. GALLAGHER, H. M. O'BRYAN, F. SCHREY y F. R. MONFORTE, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 48 (11), 1.053-1.059 (i) (1969).

La composición Ni_{0,2}Fe_{0,8}C₂O₄ · 2H₂O se preparó por dos técnicas diferentes, una de las cuales proporcionó una solución sólida y la otra una mezcla íntima de los oxalatos individuales. La descomposición térmica se estudió por análisis térmico, rayos X y efecto Mössbauer. La descomposición de los materiales mezclados mostró propiedades de los compuestos individuales y dio lugar a la formación de hematita a bajas temperaturas. La solución sólida descompuso como un compuesto sencillo y mostró solo líneas de rayos X asociadas con una fase espinela. El comportamiento a la sinterización de la ferrita Ni_{0,2}Fe_{0,8}O₄ así preparada difiere del correspondiente a materiales preparados convencionalmente. La sinterización y el crecimiento de grano fueron muy rápidos. Finalmente se estudian los efectos de la atmósfera de sinterización y los de algunos aditivos.

(9 figs., 3 tablas, 22 refs.)

C. M. J.

Precipitación de ferrita de magnesio en soluciones sólidas MgO-Fe_xO.

S. K. EVANS e I. B. CUTLER, *Jour. Mat. Science*, 5 (2), 141-148 (i) (1970).

El estudio del sistema MgO-Fe_xO por rayos X y microscopía ha mostrado que este sistema puede ser asiento de una descomposición espinodal. La congelación de probetas de MgO, dopadas con un 4,99 % de cationes de hierro, desde temperaturas elevadas, hacen aparecer en el espectro de rayos X rayas que parecen debidas a una fluctuación periódica, que supone una de las características de una descomposición espinodal. Según el tratamiento térmico aplicado, las precipitaciones se producen de dos modos diferentes: el primero está constituido por partículas de ferrita de magnesio formadas a lo largo de los límites intergranulares; el segundo por una red de granos, consecuencia de una descomposición de tipo espinodal.

(11 figs., 2 tablas, 21 refs.)

C. M. J.

Cinéticas de reacción entre MgO y Fe₂O₃ en compactos de polvo.

S. F. HULBERT, H. H. WILSON y D. A. VENTAKU, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, 69 (1), 9-13 (i) (1970).

Las técnicas utilizadas en este estudio fueron espectrometría de absorción atómica y una técnica convencional de disolución. Las cinéticas pueden describirse por una ecuación de velocidad, desarrollada por combinación del modelo geométrico de Ginstling-Brounshtein y de la hipótesis de que la velocidad de difusión a través de la fase del producto formado es inversamente proporcional al tiempo. Este decrecimiento se postula como debido a una disminución en la entropía de activación con el tiempo, mientras permanece constante la entalpía de activación. La entalpía de activación para el proceso de difusión fue de 53 Kcal/mol.

(4 figs., 1 tabla, 29 refs.)

C. M. J.

Horno de calcinación para la preparación de polvo de ferrita de bario.

L. I. MONDIN, *Porochkovaia Metallurgia*, 10 (2), 98-103 (r) (1970).

Las experiencias realizadas muestran que las propiedades magnéticas de los polvos calcinados en horno rotativo son tan buenas como los obtenidos en hornos túnel, presentando los primeros una mayor homogeneidad debido a la mezcla que se efectúa durante la rotación. Además, el consumo de energía eléctrica es menor en horno rotativo. Se da un esquema de la instalación de un horno de este tipo. Los resultados se ilustran con curvas de M_s , B_r , H_c y $B_m H_c$ en función de la temperatura y tiempo de tratamiento (hasta 1.320° C y 25 min.)

(5 figs., 3 refs.)

C. M. J.

Análisis magnético para la determinación del grado de reactividad de polvos de ferrita de bario.

LA MOUDIN e I. V. AFONIN, *Porochkovaia Metallurgia*, 10 (3), 57-60 (r) (1970).

Existen dos métodos fundamentales para conocer el grado de reacción entre las materias primas de una ferrita de bario: evaluación por rayos X de la cantidad de ferrita BaFe₂O₇ formada, y medida de las propiedades magnéticas. En el presente artículo se muestra cómo determinar el porcentaje de ferrita formada por medida de la magnetización de saturación por gramo. Los ensayos se han realizado sobre polvos de ferrita obtenidos por coprecipitación y por mezcla de óxidos. Se ha encontrado una relación entre la magnetización de saturación específica y la superficie específica de los polvos, así como con las propiedades finales de los productos sinterizados.

(2 tablas, 8 refs.)

C. M. J.

Influencia de la presión sobre la magnetización de ferritas.

R. C. WAYNE, G. A. SAMARA y R. A. LEFEVER, *J. Appl. Phys.*, 41 (2), 633-640 (i) (1970).

Se observan importantes variaciones en la magnetización de ferritas tales como NiFe₂O₄ e Y₃Fe₅O₁₂ cuando se aplica, y se varía, una presión hidrostática sobre ellas. Este fenómeno puede explicarse por la existencia de una anisotropía de energía debida a tensiones no isotropas. Los resultados experimentales muestran que estas tensiones pueden aparecer en materiales porosos y policristalinos. En monocristales de Y₃Fe₅O₁₂, sin embargo, la magnetización de saturación por unidad de masa es independiente de la presión.

(10 figs., 1 tabla, 20 refs.)

C. M. J.

Influencia de la dimensión media de los granos y de su distribución sobre las pérdidas magnéticas y los campos umbrales en ferritas de níquel a frecuencias de microondas.

C. BORGHESCI y R. ROVEDA, *J. Appl. Phys.*, 40 (12), 4.791-4.797 (i) (1969).

Las ferritas con una distribución logarítmica normal de tamaños de granos pueden obtenerse por prensado en caliente seguido de un recocido, y por cocción normal. Las pérdidas magnéticas en campos débiles dependen del tamaño de los granos, y se ha establecido una relación muy clara en aquellas frecuencias en que no se observaban pérdidas en campos débiles. Las mismas características se observan para los campos umbrales, después de la producción de una absorción secundaria.

(7 figs., 2 tablas, 40 refs.)

C. M. J.

Compuesto ferrita-dieléctrico de MgO-MgAl₂O₄ con coeficientes de dilatación igualados.

A. E. PALADINO y C. R. SNIDER, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 49 (3), 280-285 (i) (1970).

Las ferritas se aglomeraron directamente con un sustrato dieléctrico mediante prensado en caliente. La igualación del coeficiente de dilatación del sustrato y de la ferrita se logró utilizando mezclas de MgO y MgAl₂O₄. Se obtuvieron con estas mezclas coeficientes de dilatación entre $9,5$ y $14,0 \times 10^{-6}$ ($^{\circ}\text{C}$)⁻¹ para temperaturas desde la ambiente hasta 1.000°C ; la dependencia de dicho coeficiente respecto a la composición obedece la ley de las mezclas de Turner. Diferencias de $\sim 1 \times 10^{-6}$ ($^{\circ}\text{C}$)⁻¹ entre los coeficientes de dilatación produce grietas, bien en la ferrita o bien en el sustrato, dependiendo de cuál de los dos compuestos trabaja a tensión durante la fabricación. Se dan los resultados de la dilatación térmica, conductividad, resistencia y propiedades dieléctricas de las mezclas.

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

C. M. J.

Permeabilidad y conductividad de ferritas de manganeso-cinc con sustituciones de titanio.

T. G. W. STIJNTJES, J. KLERK y A. BROESE VAN GROENOU, *Philips Res. Rept.*, 25 (2), 95-107 (i) (1970).

Se investiga la influencia de las sustituciones de Fe³⁺ por combinaciones Ti⁴⁺ + Fe²⁺, sobre las curvas permeabilidad-temperatura, y sobre la conductividad eléctrica de varias composiciones de ferritas ferrosas de manganeso-cinc. La sustitución de 2Fe³⁺ por Ti⁴⁺ + Fe²⁺ en los lugares octaédricos de la red de espinela da lugar a una contribución, positiva y fuertemente dependiente de la temperatura, a la anisotropía magnetocristalina. La energía de activación de la conductividad aumenta respecto de las ferritas ferrosas de manganeso, desde 0.017 a 0.08 eV por debajo de los 120° K, y desde 0.055 a 0.14 eV a mayores temperaturas. Combinando sustituciones de Fe³⁺ por Ti⁴⁺ + Fe²⁺ con sustituciones por Ti⁴⁺ + Me²⁺ (Me = Zn, Mn), es posible controlar la forma de la curva μ -T. Se da un ejemplo en que se consigue una línea recta entre -40° y 140°C , con una permeabilidad a 20° C de 2.400 y un factor de pérdidas $\text{tag}(\delta/\mu) = 1,8 \times 10^{-6}$ a 100 Kcs.

(9 figs., 2 tablas, 18 refs.)

C. M. J.

Constantes de anisotropía magnética y de magnetostricción de ferritas MgMn a 300° K.

G. F. DIONNE, *J. Appl. Phys.*, 41 (2), 831-832 (i) (1970).

Las ferritas estudiadas son monocristalinas y se ensayan en forma de esferas de 1 mm \varnothing . Las propiedades se han determinado mediante técnicas de re-

sonancia descritas en publicaciones anteriores. Los valores encontrados se reproducen en una tabla.

(1 tabla, 6 refs.)

C. M. J.

Método de medida de la temperatura de calentamiento de núcleos de ferritas sometidas a velocidades elevadas de inversión de la inducción.

D. E. BONDAREV y V. A. IUGOV, *Porochkovaia Metallurgia*, 10 (2), 77-79 (r) (1970).

Las experiencias realizadas mediante oscilogramas sobre ferritas de magnesio-manganeso, muestran la influencia, variable según las composiciones, de la temperatura (entre 20 y 200° C) sobre la rectangularidad del ciclo de histeresis. Se ha puesto a punto un método de medida del calentamiento que se produce en el funcionamiento de memorias rápidas. De este método sólo se da el esquema del principio de funcionamiento, que utiliza una sonda termométrica. Los autores concluyen que la sonda podría utilizarse para la regulación automática de la temperatura mediante acoplamiento con un mando de refrigeración.

(3 figs., 4 refs.)

C. M. J.

Materiales cerámicos mixtos a base de molibdeno con enlaces mediante espinelas.

H. RASCH, H. LEHMANN y M. KOLTERMANN, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (8), 465-470 (a) (1970).

Los cermets cuyo enlace se efectúa mediante espinelas alcanzan mejor sinterización, en las mismas condiciones, que si se utiliza alúmina calcinada. Los productos a base de espinela alcanzan también, en la cocción en atmósfera de hidrógeno, un mayor grado de sinterización que los productos de corindón. La sustitución parcial del aluminato de magnesio por óxidos y espinelas de manganeso, de níquel, de cobalto y de cromo aumenta la resistencia y la finura de grano de los cermets molibdeno-espinela. Por su parte, los metales, utilizados como adicionantes, aumentan la compactación del polvo de molibdeno durante la cocción. Estudios roentgenográficos sobre las posibles reacciones de interfase, hacen pensar en una ligera deformación reticular de la espinela por difusión en ella de iones de molibdeno. Los iones de manganeso se introducen en el retículo por formación de espinela mixta (Mn, Mg)Al₂O₄. El níquel y el cobalto, adicionados en forma metálica, al polvo de molibdeno, no reaccionan sensiblemente por contacto con la alúmina ni con la espinela. Las espinelas preformadas bajo esta base se descomponen en atmósfera de hidrógeno, en metal y corindón. Los cermets a base de espinela-molibdeno, alcanzan las mejores cualidades técnicas por adición de pequeñas cantidades de manganeso metálico y de espinela de manganeso.

(6 figs., 3 tablas, 39 refs.)

C. S. C.

Estudio de los cermets ThO₂-Ni y ZrO₂-Mo(Cr).

C. JANGG, R. KIEFFER, E. GUGEL, G. JICINSKY y W. KOLLWENTZ, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (9), 563-570 (a) (1970).

Se estudió la obtención de cermets sobre dos ejemplos, un sistema de dos componentes de elevado punto de fusión semejante para ambos (ZrO₂-Mo) y dos sistemas con componentes de punto de fusión muy diferente (ThO₂-Ni y ThO₂-Co). Para el primer caso pueden utilizarse indistintamente los métodos normales de fritado y de prensado en caliente, para el último caso solamente es adecuado el prensado en caliente, puesto que por el método normal de fritado no se produce sinterización de los componentes cerámicos por debajo del

punto de fusión de los componentes metálicos. Los cermets ZrO_2 -Mo se pueden obtener con porosidades residuales pequeñas en toda la zona de su composición. Tienen aún, además, para elevados contenidos en ZrO_2 , elevada resistencia a la rotura por flexión, gran dureza y son muy poco sensibles a las variaciones de temperatura a causa de la igualdad casi total del coeficiente de dilatación térmica de sus dos componentes. Su resistencia a la oxidación aumenta con el contenido en componente cerámico y puede mejorarse notablemente mediante aleación de cromo con el metal aglomerante. Los cermets a base de ThO_2 pudieron obtenerse únicamente con matriz metálica coherente, es decir, con un máximo de 45 % en volumen de ThO_2 . Sus resistencias a la flexión son pequeñas, pero tienen una resistencia buena a la oxidación, que en el caso de los cermets ThO_2 -Ni puede también mejorarse por adición de cromo.

(14 figs., 3 tablas, 26 refs.)

C. S. C.

Contactos óhmicos con carburo de silicio.

J. S. SHIER, *J. Appl. Phys.*, 41 (2), 771-773 (i) (1970).

Se han encontrado dos tipos de juntas más satisfactorias que las actuales. La primera está constituida por una aleación eutéctica Cu-Ti que moja al SiC a $880^\circ C$ y proporciona un contacto óhmico con SiC de tipo *p*. La segunda está formada por el eutéctico SiAl, que moja al SiC entre 900° y $1.000^\circ C$, y forma un contacto del mismo tipo que el anterior; la penetración varía entre 300 y 500 Å. Los ensayos se han realizado sobre monocristales de α -SiC.

(5 figs., 5 refs.)

C. M. J.

VIDRIOS

Clasificación de los sólidos no cristalinos.

R. ROY, *J. non-crystal. Solids* (NL), 3 (1), 33-40 (1970).

En la literatura se ha agrupado a todos los sólidos no cristalinos bajo una sola denominación: vidrio por ejemplo, y esto origina confusiones.

Un sólido, cualquiera que sea su composición, puede existir bajo varias formas cristalinas y bajo varias formas no cristalinas cuyas estructuras y propiedades sean diferentes. Si el estudio de las diferencias entre las distintas formas no cristalinas ha sido descuidado, es sobre todo por falta de medios disponibles para analizar la estructura de las redes desordenadas. Se propone una clasificación provisional de los sólidos no cristalinos, basada en los métodos de preparación que provocan las diferencias de estructura o están relacionados con ellos. La eficacia del proyecto se demuestra para el caso de las numerosas formas no cristalinas de SiO_2 , que difieren por su génesis de formación y por su estructura.

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

J. L. O.

La espectroscopía Mössbauer aplicada a los vidrios inorgánicos.

C. R. KURKJIAN, *J. non-crystal. Solids* (NL), 3 (2), 157-194 (i) (1970).

El autor reconoce que la espectroscopía Mössbauer puede aplicarse con éxito en el estudio de determinadas propiedades físicas o químicas de los sistemas cristalinos. Las bases teóricas del efecto Mössbauer se exponen en el presente trabajo y se dan ciertos detalles relativos a la técnica experimental utilizada. Una discusión de los resultados obtenidos para investigaciones hechas por espectroscopía Mössbauer sobre vidrios inorgánicos pone de manifiesto que este método se puede utilizar para el estudio de los sistemas en cuestión.

(20 figs., 8 tablas, 85 refs.)

J. L. O.

Relaciones de fases en el sistema $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ a 1.550°C .

J. SHIOKOWA, G. ADICHI y M. TANAKA, *Rep. Asahi Glass Fdn for contribution to industr. Technol.* (J), 14, 227-233 (j) (1968).

Los autores han completado el diagrama de fases del sistema $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ a 1.550°C , con el fin de determinar la curva de liquidus y trazar las isoterms de fusión por debajo de 1.550°C .

Para estudiar las relaciones de fases a temperaturas muy elevadas en el sistema $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$, los autores han utilizado el calentamiento en un arco de plasma. También han medido el índice de refracción de los vidrios del sistema $\text{La}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$.

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

J. L. O.

Relaciones de energía en los silicatos alcalinos, estudiados por calorimetría en solución.

K. TAKAHASHI y T. YOSHIO, *J. Ceram. Soc. Japan* (J), 78 (1), 29-30 (j) (1970).

Se estudian las relaciones de energía de algunos sistemas silicatados alcalinos vítreos o cristalinos de composición similar a 25°C , al aplicar la calorimetría en solución acuosa a 5 % de HF. Para los sistemas $\text{Na}_2\text{O-SiO}_2$, $\text{Na}_2\text{O-SiO}_2$ y K_2OSiO_2 , tanto cristalinos como vítreos, los calores de disolución presentan generalmente una relación lineal con el contenido en óxido alcalino en moles %, por encima de 33,3 moles %, que cesa de ser lineal por debajo de este contenido. Se discuten los valores obtenidos con la ayuda de curvas extrapoladas y se pone de manifiesto el comportamiento particular del sistema $\text{Na}_2\text{O-SiO}_2$ en agua destilada.

(5 figs., 10 tablas, 16 refs.)

J. L. O.

Estructura y propiedades de un vidrio de $\text{CaO-MgO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$.

T. KANAZAWA, A. NAKAI y H. KAWAZOE, *J. Chem. Soc. Japan, Ind. Chem. Sect.* (J), 72 (10), 2.211-2.216 (j) (1969).

Se han aplicado diferentes métodos para estudiar la estructura de un vidrio del sistema $\text{CaO-MgO-P}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$. Los ensayos de solubilidad en ácido clorhídrico y en ácido cítrico indican solubilidades bastante elevadas, lo que significa que existen en la estructura pequeños iones silicatados. El único pico descubierto en las curvas de análisis térmico diferencial se ha atribuido a la formación de fosfato tricálcico beta. El examen al microscopio electrónico de muestras no tratadas o tratadas a temperaturas inferiores a 830°C , ha permitido observar gotículas de 400 a 600 angstrom.

Estas gotitas cristalizan por encima de 830°C , dando lugar por encima de 900°C , a grandes cristales de fosfato tricálcico beta. Además de las gotículas se han observado partículas desconocidas de $0,1\text{-}1\ \mu$ que contenían silicatos de magnesio.

Después de estos resultados se concluye que la estructura de este vidrio contiene dos zonas de diferente composición, una rica en CaPO_4 y la otra rica en Mg_3SiO_x . Los datos de dilatación térmica, de viscosidad y de difusión de rayos X bajo pequeños ángulos, se discuten en función de esta interpretación.

(11 figs., 2 tablas)

J. L. O.

Sistema vítreo $\text{Fe}_2\text{O}_3\text{-P}_2\text{O}_5\text{-TiO}_2$.

L. G. RHODSKIY y G. K. FISJUK, *Vetsi Akad. Navuk belaruss. SSR, Ser. khim. Navuk* (URSS), 1, 117-119 (r) (1968).

Este sistema presenta un cierto interés en razón de su contenido en elementos de transición, que dan al vidrio propiedades de semi-conductor. Se ha

determinado y representado sobre un diagrama triangular el campo de vitrificación, que tiene por límites (en moles %): Fe_2O_3 , 0-40; P_2O_5 , 30-90 y TiO_2 , 0-70. Los autores establecen a continuación las relaciones entre las propiedades fisicoquímicas o eléctricas de estos vidrios y su composición. Por último, se han preparado una serie de vidrios con microdureza relativamente elevada (hasta 720 Kg/mm²), con temperatura de reblandecimiento de unos 650° C) y con una débil resistividad (alrededor 10⁹ ohm/cm.).

(3 figs., 2 refs.)

J. L. O.

Relaciones entre la composición, la estructura y algunas propiedades de los vidrios de los sistemas BaO-PbO-SiO₂ y MgO-Al₂O₃-SiO₂.

L. N. SHELUDJAKOV, *Vest. Akad. Nauk kasakhs. SSR (URSS)*, 23 (12), 43-48 (r) (1967).

Se ha intentado verificar en los vidrios de los sistemas BaO-PbO-SiO₂ y MgO-Al₂O₃-SiO₂, la relación simple y casi lineal, establecida por otros autores, entre las propiedades de los vidrios y el coeficiente de estructura de los aniones. Se ha constatado que a medida que la estructura de los aniones (del esqueleto) de los vidrios se hace más complejo, la resistividad, la energía de activación y la temperatura de principio de reblandecimiento aumentan. mientras que la densidad, el coeficiente de dilatación lineal, la constante dieléctrica y la tangente del ángulo de pérdidas, disminuyen.

Esta relación entre la composición, la estructura y las propiedades, puede simplificar considerablemente el estudio de la influencia de los iones modificadores sobre las diferentes propiedades de los vidrios y contribuir a resolver el problema de la síntesis de vidrios que tienen propiedades previstas de antemano.

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

J. L. O.

Estudios calorimétricos y dilatométricos de los vidrios de calcogenuro.

H. FRITSCHÉ y S. R. OVSHINSKI, *J. non-crystal. Solids (NL)*, 2 (1), 148-154 (i) (1970).

Este artículo es el texto de una comunicación presentada al Symposium sobre los efectos semiconductores en los sólidos amorfos, New York, 14-17 mayo 1969.

Se ha estudiado por análisis térmico diferencial y calorimetría diferencial, entre 300° y 800° K, de los vidrios de calcogenuros pertenecientes a los sistemas Te-As-Ge-S, Te-As-Ge-Si-S, Te-Ge-S-P, Te-Ge-Si-S-P y Te-Ge-Sb. Las velocidades de formación de estructura se han determinado en el transcurso de los ciclos de enfriamiento rápidos o lentos, para lo que se ha medido la conductividad térmica de los vidrios. Estos ensayos, completados con medidas de dilatación térmica han permitido poner de manifiesto fenómenos de separación de fases y de transformación de estructura. Las medidas calorimétricas indican la existencia, en determinados de estos vidrios, efectos de memoria o conmutación y reacciones exotérmicas y endotérmicas.

(3 figs., 8 refs.)

J. L. O.

Transformaciones producidas por tratamiento térmico en los vidrios de calcogenuros.

B. G. BAGLEY y H. E. BAIR, *J. non-crystal. Solids (NL)*, 2 (1), 155-160 (i) (1970).

Este artículo es el texto de una comunicación presentada al Symposium sobre los efectos semiconductores en los sólidos amorfos, New-York, 14-17 mayo 1969.

Para determinar las temperaturas, las energías y la naturaleza de las transformaciones obtenidas por tratamiento térmico en vidrios de calcogenuros de

composiciones $\text{As}_2\text{OTe}_{48}\text{-Si}_{12}\text{Ge}_{10}$, $\text{As}_2\text{Se}_3 \cdot 3\text{AsTe}_3$, $\text{As}_2\text{Se}_3 \cdot \text{AsTe}_3$ y $2\text{As}_2\text{Se}_3 \cdot \text{AsTe}_3$, se ha aplicado la calorimetría diferencial de barrido, la difracción X y la microscopía electrónica. En el último vidrio mencionado, no se ha observado ni separación de fases ni cristalización, mientras que en los demás se ha podido demostrar experimentalmente la posibilidad de una cristalización resultante del tratamiento térmico. En consecuencia, una separación de fases o una cristalización obtenida por tratamiento térmico no es necesaria para la existencia de una *commutación de asiento*, y la cristalización (o en otros sistemas, la separación de fases) es un mecanismo que permite obtener efectos memoria.

(1 fig., 14 refs.)

J. L. O.

Relaciones de resistencia mecánica-estructura en los materiales vítreos que transmiten al infrarrojo.

W. C. LENEGOOD y T. S. VONG, Rapport No. 7518-10-P, Michigan Univ., Ann Arbor, Mich., U. S. Department of Commerce, Nat. Bur. Standards, *Inst. Appl. Technol.* (USA), 19 (1968).

El estudio que se describe a continuación ha permitido establecer la existencia de una relación lineal entre la resistencia a la ruptura y la microelasticidad de tres sistemas vítreos (silicatos, aluminatos, trisulfuros de arsénico). Esta relación se aplica al examen de las alteraciones de la estructura de base y de la superficie de los vidrios. El pulido lleva consigo muy fuertes modificaciones en la de microelasticidad. La resistencia de As_2S_3 se mejora por medio de un tratamiento de fusión reduciendo las bandas de absorción óptica. La estructura de los materiales Intran se aproxima más a la estructura vítrea que a la estructura cristalina.

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

J. L. O.

Propiedades ópticas de los vidrios de calcogenuros.

A. R. HILTON, *J. non-crystal. Solids* (NL), 2 (1), 28-39 (i) (1970).

Este artículo es el texto de una comunicación presentada al Symposium sobre los efectos semiconductores en los sólidos amorfos, New York, 14-17 mayo de 1969.

Desde hace varios años se realizan estudios con vista de la posible utilización de los vidrios a base de S, Se y Te en óptica infrarroja. Bien que sean de naturaleza amorfa, sus propiedades ópticas son similares a las de los semiconductores cristalinos. Los vidrios de calcogenuros llegan a hacerse transparentes en la región de cortas longitudes de onda con un límite de absorción, mientras que su corte en las amplias longitudes de onda viene determinada por una absorción de tipo red. En la región de transparencia se encuentra una absorción de impurezas. No se observa absorción en los portadores de cargas libres, incluso a temperatura elevada. Otras propiedades físicas de los vidrios de calcogenuros ligados a su utilización como material óptico soportan bien la comparación con los materiales convencionales de óptica infrarroja. Gracias a su naturaleza amorfa, se puede preparar los vidrios de calcogenuros en grandes volúmenes muy homogéneos. La homogeneidad óptica es muy importante cuando se preparan compuestos ópticos para sistemas con elevado poder de resolución.

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

J. L. O.

Centros de color inducidos por irradiación en vidrios con varios constituyentes.

A. BISHAY, *J. non-crystal. Solids* (NL), 3 (1), 54-114 (i) (1970).

La naturaleza de los centros de color inducidos por irradiación en diferentes vidrios boratados, silicatados o fosfatados se estudia con detalle en el presente

trabajo. En el campo considerado, las investigaciones se hacen por medio de métodos ópticos y por RSE se discute igualmente el papel del cerio y de otros iones multivalentes en la eliminación de determinados de esos centros y en el estudio de su naturaleza. Para la mayor parte de los vidrios, la absorción inducida en el visible se ha asociado a la presencia de vacantes positivas. Para determinadas composiciones captura centros de electrones absorbentes en lo visible, se inducen igualmente por irradiación, y se le considera ligado a determinados defectos de estructura, por ejemplo a una laguna de oxígeno no puente frecuentado con los iones alcalinos en un vidrio diboratoado o disilicatoado, o bien con iones Pb^{2+} (o con otros iones isoelectrónicos) ocupando unas posiciones de modificador de red, o todavía con iones Ce^{3+} en concentración relativamente elevada. Se discute también algunas aplicaciones de la absorción óptica inducida por irradiación y de la resonancia de espín electrónica en el estudio de las modificaciones de estructura.

(48 figs., 6 tablas, 62 refs.)

J. L. O.

Estudios por resonancia electrónica de espín de boratos de litio vítreos y policristalinos irradiados por rayos gamma a 77° K.

D. L. GRISCOM, P. C. TAYLOR, D. A. WARE y P. J. BRAY, *J. Chem. Phys* (USA), 48 (11), 5.158-5.173 (i) (1968).

En el presente trabajo se estudian los espectros RSE de cinco vidrios y cuatro compuestos policristalinos pertenecientes al sistema borato de litio, después de la irradiación gamma a 77° K. Se han aplicado frecuencias de 9,1 a 35 GHz a la temperatura indicada. Para los productos vítreos o cristalinos, con un contenido molar en Li_2O inferior o igual al 25 %, se observa el espectro familiar de la banda X. Pero del lado del palier de los valores pequeños del campo, se nota una estructura no observada todavía en el caso del compuesto cristalino. Esta estructura se debe a una interacción hiperfina con el boro. Para interpretar el conjunto del espectro, se propone un Hamiltoniano de espín totalmente nuevo, de asimetría ortorrómbica. Se confirma esta hipótesis por medio de espectros simulados obtenidos por cálculo teórico del que se obtienen los parámetros de los dos centros paramagnéticos del $Li_2O \cdot 4B_2O_3$ cristalino. Estos centros son cualitativamente los mismos en el caso de los vidrios con pequeño contenido en álcali. La mayor parte de estos centros se pueden atribuir a vacantes electrónicas en los orbitales π de los átomos oxígeno que se dividen entre un átomo de boro de coordinación tres y un átomo de boro de coordinación cuatro en la red del vidrio o del compuesto cristalino.

(11 figs., 3 tablas, 39 refs.)

J. L. O.

Estudios, por resonancia electrónica de espín, de los centros de noibio inducidos por irradiación en los vidrios de $Nb_2O_5-Na_2O-SiO_2$.

Y. M. KIM, D. E. REARDON y P. J. BRAY, *J. Chem. Phys.* (USA), 48 (8), 3.396-3.402 (i) (1968).

Vidrios de $Nb_2O_5-Na_2O-SiO_2$ irradiados por medio de una radiación gamma, se han sometido a ensayos de resonancia electrónica de espín. Las muestras, irradiadas con una dosis de 2×10^{-7} R a la temperatura del nitrógeno líquido, se han estudiado a igual temperatura. Además de un amplio espectro, en el que se presentan características muy precisas y que se atribuye a un centro de Nb^{4+} formado en un elemento de estructura de noibio-oxígeno, se observa un espectro estrecho separado, situado aproximadamente en el centro del espectro ancho, y que se puede descomponer en tres espectros distintos: un espectro central muy marcado, un espectro asimétrico y un espectro de 10 rayas. Los dos primeros espectros se atribuyen a dos centros diferentes formados en los elementos de estructura de silicio-oxígeno. Para interpretar el tercero, se propone un hueco en el elemento NbO_6 .

(7 figs., 2 refs.)

J. L. O.

Resonancia de espín electrónica de vidrios fosfatados y de compuestos policristalinos de fósforo, después de la irradiación a los rayos gamma: vacantes de oxígeno.

R. A. WEEKS y P. J. BRAY, *J. Chem. Phys.* (USA), 48 (1), 5-13 (i) (1968).

Después de repasar la teoría del estudio de los cuerpos vítreos o cristalinos, a partir de sus espectros RSE, se da cuenta de los ensayos en el transcurso de los cuales se observa, después de irradiación gamma, los espectros RSE del P_2O_5 y de fosfatos alcalinos (relación molar P_2O_5 /óxido alcalino = 3,33 a 0,625) en estado vítreo o policristalino, entre 300 y 78° K. En los espectros de todos los polvos examinados se ha constatado la presencia de dobletes hiperfinos de tamaño y forma independientes de la temperatura y que no presentan más que débiles variaciones en función de la frecuencia. Algunos de estos dobletes se atribuyen a un electrón introducido en una laguna de oxígeno no puente. La interacción de este electrón con el núcleo de fósforo más próximo produce la estructura de doblete. Se discute el mecanismo de las interacciones y se dan los parámetros de los dobletes.

(1 tabla, 35 refs.)

J. L. O.

Influencia de pequeñas adiciones en las tensiones engendradas en el vidrio por la radiación ultravioleta: influencia de los óxidos de metales de transición.

K. OOKA y T. KISHII, *J. Ceram. Soc. Japan* (J) (11), 386-389 (j) (1969).

Vidrios de borosilicatos de sodio dopados por medio de óxidos de metales de transición o por óxidos de plomo, germanio, cerio o uranio, se han sometido a la irradiación ultravioleta, midiéndose a continuación las tensiones producidas.

Se han clasificado los fenómenos observados en tres grupos:

a) Los que tienen lugar en la mayor parte de los óxidos de metales de transición, así como los óxidos de cerio, de plomo y de uranio, se ponen de manifiesto porque las tensiones aumentan en principio con el aumento de la cantidad de estos óxidos, disminuyendo hasta cero por adiciones muy altas.

b) Los que tienen lugar con el itrio, el zirconio y el hafnio. Las tensiones decrecen con pequeñas adiciones y permanecen en un nivel constante a una determinada concentración.

c) Aquéllos en los que las tensiones presentan un aumento (GeO_2) o una disminución (TiO_2 y Ta_2O_5) monótona, con el aumento de concentración.

Se discute el mecanismo de acción de estas adiciones en la estructura de red vítrea.

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

J. L. O.

Influencia de las impurezas en la conductividad eléctrica del selenio vítreo.

W. C. LACOURSE, V. A. TWADELL y J. D. MACKENZIE, *J. non-crystal. Solids* (NL), 3 (2), 234-236 (i) (1970).

Parece que la teoría sobre que la presencia de impurezas no afecta a la conductividad eléctrica de los semi-conductores no cristalinos, no se aplica al caso del selenio vítreo. El examen de curvas establecidas por medio de una investigación pone de manifiesto que la presencia de oxígeno provoca una disminución de la resistividad siendo aproximadamente de 10^{16} a 10^{11} ohms/cm. Este efecto del oxígeno es opuesto para el silicio y para otros metales. La influencia de la presencia de impurezas sobre la resistividad se había relevado anteriormente con un vidrio As_2S_3 .

(2 figs., 6 refs.)

J. L. O.

Estudio espectrofotométrico y magnético de algunos vidrios de borato que contienen óxido de vanadio, con el fin de determinar su estructura.

ABOU-EL-AZM., NASSAR, A. M. A., *Bull. Cent. Glass Ceram. Res. Inst. Calcutta (IND)* (3), 67-74 (i) (1969).

Se dan cuenta de los ensayos espectrofotométricos y magnéticos así como de los resultados de análisis químicos poniendo de manifiesto que vidrios boratados a los que se han añadido cantidades desconocidas de V_2O_5 , contienen vanadio en estado de valencia tres, cuatro o cinco. Los iones V^{3+} y V^{4+} tienen con la coordenada seis; eV^{4+} está a veces presente como el de formador de red, en estado de grupos VO^+ , cuyas bandas de absorción se sitúan en lo visible o próximos a él. El ion V^{3+} puede también estar presente como formador de red de los grupos VO^{5+} , pudiendo polimerizarse en polivanadatos.

Se fijan los factores cuyo equilibrio depende entre esas diferentes formas de vanadio.

(8 figs., 2 tablas, 18 refs.)

J. L. O.

Propiedades eléctricas de las películas de vidrio de óxidos del sistema TeO_2 - Sb_2O_3 .

E. I. VASILEVA, A. S. DOVZHUK, V. S. TJUSHEV y O. V. SHELDKO, *Izv. Vyssh. Uchev. Zaved. Fiz (URSS)*, 4, 117-120 (1967).

Se han estudiado las posibilidades de evaporización en vacío del vidrio del sistema TeO_2 - Sb_2O_3 , así como las propiedades de las películas delgadas obtenidas con este vidrio. Se contaba que para que las películas presenten propiedades estables, la pulverización debe realizarse con un tratamiento complementario de las películas en medio oxidante. Se dan las relaciones entre la permeabilidad dieléctrica o la tangente del ángulo de pérdidas dieléctricas y la temperatura, entre la permeabilidad dieléctrica o la tangente del ángulo de pérdidas dieléctricas y la frecuencia entre la conductividad eléctrica específica y la temperatura. Después de los resultados obtenidos, se finaliza con que las citadas películas pueden utilizarse como dieléctrica de condensador.

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

J. L. O.

Conducción electrónica en los sólidos no-cristalinos.

J. D. MACKENZIE, *J. non-crystal. Solids (NL)*, 2 (1), 16-26 (i) (1970).

Este artículo es el texto de una comunicación presentada al Symposium sobre los efectos semiconductores en los sólidos amorfos, New York, 14-17 mayo 1969.

Los sólidos no-cristalinos que presentan una conducción electrónica comprenden los vidrios de óxidos, los vidrios de calcogenuros, elementos vítreos como el carbono y una gran variedad de películas amorfas. La resistividad eléctrica va de 10^{-3} (ohm · cm) a más de 10^{15} ohm · cm., a temperatura ambiente. Se estudia la influencia de las impurezas (oxígeno e iones metálicos) sobre la conducción electrónica de los vidrios de óxidos y de calcogenuros, y elementos vítreos (Se). Posteriormente se comparan las propiedades de un vidrio y de una película amorfa de composición semejante, y las distintas composiciones químicas de una misma película en función del pasado térmico.

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

J. L. O.

Memoria y conmutación en los vidrios semi-conductores.

A. D. PEARSON, *J. non-crystal. Solids (NL)*, 2 (1), 1-15 (i) (1970).

Este artículo es el texto de una comunicación presentada al Symposium sobre los efectos semiconductores en los sólidos amorfos, New York, 14-17 mayo 1969.

Los díodos de vidrio semi-conductores pueden presentar varios estados conductores. Se estudian estos diferentes estados en los vidrios de calcogenuros (As-Te-I, As-Te-Br, As-Te-Se, As-Te-Se), en los vidrios de vanadio (V-P-O, V-P-O-Ba, V-P-O-Pb) y en el vidrio Na-B-Ti-O. Se da el diagrama de fases del vidrio As-Te-I, así como los contornos de conductividad constante. Se discute el origen del mecanismo de conmutación que depende de los cambios de fase, más que los efectos electrónicos.

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

J. L. O.

Estudio al microscopio electrónico de la estructura de vidrios de borosilicato de sodio.

N. M. PAVLUSHKIN, L. S. EGOROVA y M. D. BEUS, *Trudy mosk. khim.-teknol. Inst. (URSS)*, 55, 32-36 (r) (1967).

La tesis de la microheterogeneidad se corrobora con el estudio al microscopio electrónico de los vidrios del tipo Pyrex a los que se ha añadido en pequeñas proporciones óxidos tales como As_2O_3 , MoO_3 , Pr_2O_3 , BaO, MgO, CaO y SrO. Se observa frecuentemente una separación en tres fases, ya que la estructura de la fase vítrea no es en todas partes más que débilmente granular.

En el caso de un agregado de TiO_2 , las muestras tendrían que haberse sometido a un tratamiento térmico y la separación de fases en forma de gotículas, puede desempeñar el papel de centro de cristalización. En las probetas que contienen SrO, la cristalización va acompañada de una separación secundaria en el interior de zonas de no miscibilidad en forma de esferitas.

(3 figs., 8 refs.)

J. L. O.

Influencia del Al_2O_3 en las propiedades de vidrios borosilicatados con pequeño contenido en álcali.

O. V. MAZURIN, A. S. TOTSOVA y G. T. ROSKOYOVA, *Stklar Keram. (Checoslovaquia)*, 19 (5), 131-132 (ch) (1969).

Se estudia la influencia de las variaciones de contenido en Al_2O_3 sobre el coeficiente de dilatación térmica, el punto de reblandecimiento, la temperatura de transformación y la resistencia al ataque del agua de vidrios de los sistemas $4Na_2O \cdot (36 - x)B_2O_3 \cdot xAl_2O_3 \cdot 6O_3IO_2$ y $4Na_2O \cdot (26 - x)B_2O_3 \cdot Al_2O_3 \cdot 7OSiO_2$ donde $x = 0 + 6$ moles %. Los resultados ponen de manifiesto que la adición de Al_2O_3 a esos vidrios trae consigo modificaciones de su estructura, una disminución del grado de segregación y de las variaciones de propiedades: rebaja notable del punto de reblandecimiento con un ligero aumento del coeficiente de dilatación térmica y un aumento de la resistencia química.

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

J. L. O.

Demixión y segregación del activador en los vidrios.

E. M. MILJUKOV, A. L. REJSHAKRIT y M. W. TOLSTOJ, *Fizika tverd. Tela (URSS)*, 12 (2), 525-527 (r) (1970).

Se estudia al microscopio electrónico la estructura de vidrios del sistema Na_2O (ó K_2O)- GeO_2 , con contenidos variables en constituyentes, activados al neodimio. Se observa en estos vidrios una separación de fases que aumentan con contenidos decrecientes en óxido alcalino, independientemente de la naturaleza de aquél. Al mismo tiempo, la proporción de fase vítrea con alto contenido en álcali disminuye. La comparación de estos resultados con los de un estudio precedente de las propiedades espectrales y cinéticas de la radiación del neodimio ha permitido concluir que la irradiación de los vidrios conduce, en las condiciones observadas, a una segregación del activador.

(1 fig., 4 refs.)

J. L. O.

El origen de la inmiscibilidad en las soluciones de silicatos.

R. J. CHARLES, General Electric Co. Technical Report to the Office Naval Research AD 686 176, Phase separation in glasses (USA), comunicación 68-C-425, 12 (1969).

Se discuten varios modelos ya propuestos para describir el proceso de inmiscibilidad que tiende a intervenir en una solución rica en sílice, con el fin de ver si esos modelos están de acuerdo con los datos termodinámicos obtenidos; demuestran que el arreglo en cadena de los formadores de red es el principal responsable de la inmiscibilidad y que los óxidos modificadores desempeñan un papel secundario. Las bases de un nuevo modelo de inmiscibilidad se detallan.

(8 figs., 28 refs.)

J. L. O.

Mecanismo de formación de cuarzo a partir de silicatos fundidos.

T. SUGIMURA e I. MAKI, *Rep. Asahi Glass Fdn for contribution to industr. Technol.* (J), 14, 89-97 (j) (1968).

Los autores han identificado la formación de cuarzo en el transcurso de calentamiento de vidrios de silicato de litio con la ayuda de difracción X, de microscopía electrónica, de espectroscopía infrarroja y del análisis térmico diferencial.

En un vidrio de composición 0,5 % Li_2O , 99,5 % SiO_2 , el cuarzo cristaliza a 800° C, mientras que en un vidrio que contiene 7 % Li_2O , el cuarzo cristaliza a 700° C y, en un vidrio que contiene 20 % de Li_2O cristaliza a 900° C.

Las características corresponden al punto de transformación del cuarzo (573° C) se encuentran únicamente en el vidrio que contiene 99,5 % de SiO_2 . Las constantes de red de cristales de cuarzo aumentan cuando el contenido en Li_2O aumenta.

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

J. L. O.

Resistencia mecánica y microestructura superficial de los vidrios cristalizados

R. W. MAC MILLAN, B. P. HODGSON y R. E. BOOTH, *J. Mat. Sci* (GB), 4 (12), 1.029-1.038 (1969).

Se estudia la influencia del tratamiento térmico en la resistencia mecánica de un vidrio $\text{Li}_2\text{O-SiO}_2$ y de un vidrio $\text{Li}_2\text{O-SiO}_2\text{-P}_2\text{O}_5$ en el campo de temperatura (400 a 600° C) cuando el grado de cristalización es débil. Se constata un aumento marcado de la resistencia mecánica, atribuida a la formación de una capa superficialmente cristalizada. La presencia de P_2O_5 en el vidrio reduce la amplitud de este aumento al disminuir el crecimiento de cristales de bisilicato de litio. Se supone que este crecimiento de cristales reduce la importancia de las microfisuras, que sirven quizá ellas mismas de sitios de nucleación.

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

J. L. O.

Estudio del proceso de cristalización de vidrios de borato de litio.

B. SAMUNAWA y St. GUTZOW, *Silikattechnik* (RDA), 20 (12), 407-410 (a) (1969).

Se estudia en este trabajo el proceso de cristalización de dos vidrios de borato de litio por difracción X, análisis térmico diferencial y por microscopía óptica y electrónica. Después de los resultados obtenidos, la velocidad de

cristalización global de estos vidrios se puede describir satisfactoriamente por la fórmula de Kolmogorow-Avrami.

(9 figs., 16 refs.)

J. L. O.

Procesos de cristalización de un vidrio de BaO-TiO₂-Al₂O₃-SiO₂.

T. KOKUBO, C. KUNG y M. TASHIRO, *J. Ceram. Soc. Japan* (J), 77 (11), 367-371 (j) (1969).

Con vistas a determinar la causa de la orientación preferente de los cristales de hexacelsiana en las proximidades de la superficie de los vitrocerámicos del sistema BaO-TiO₂-Al₂O₃-SiO₂, se ha estudiado el proceso de cristalización de un vidrio de composición molar 60 % BaO-TiO₂, 14 % Al₂O₃ y 26 % SiO₂, lo mismo en superficie que en masa, utilizando el microscopio polarizante, el microscopio electrónico y la difracción X.

En el transcurso de la cristalización superficial, se observa, en primer lugar, la formación de cristales de BaTiSi₃O₉ metastable, que se transforman progresivamente en titanato de bario y en cristales de hexacelsiana (NaAl₂Si₂O₈), que precipitan en el seno de la fase de BaTiO₃ y a partir de ésta.

La orientación preferente de los cristales de hexacelsiana en la superficie de las muestras se ha atribuido a la orientación preferente de los cristales de BaTiSi₃O₉ y a la semejanza de estructura entre los dos tipos de cristales.

(4 refs.)

J. L. O.

Influencia de los óxidos de vanadio en la cristalización de los vidrios silicatados.

J. WILLIAMSON, A. TIPPLE y P. S. ROGERS, *J. Mat. Sci.* (GB), 4 (12), 1.069-1.074 (i) (1969).

Se estudia en el presente trabajo la influencia de los óxidos de vanadio como catalizadores de la nucleación y del crecimiento de los cristales en los vidrios CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂. Se observan los efectos de las variaciones del contenido total en vanadio de la proporción de los iones vanadio oxidados y reducidos. No se observa ninguna nucleación interna, pero la velocidad de crecimiento de los cristales de anortita y wollastonita a partir de la superficie aumenta con adiciones de V₂O₅ y V₂O₃. Las medidas de velocidad de crecimiento y el contenido en VS⁺ determinado sugieren que los iones Vs⁺ son los más activos a la vez en los vidrios oxidados y los vidrios reducidos. Concentraciones crecientes máximas para proporciones comprendidas entre 2 y 4 % en peso y para temperaturas de cristalización van de 900° a 980° C.

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

J. L. O.

Aplicación del ATD por microscopía de temperatura elevada al estudio cinético y estructural de la cristalización de vidrios.

D. CLINTON, R. A. MERCER y R. P. MILLER, *Jour. Mat. Science*, 5 (2), 171-181 (i) (1970).

El aparato consta de un microanalizador térmico diferencial acoplado a un microscopio de luz polarizada, y los vidrios estudiados pertenecen al sistema SiO₂-Al₂O₃-Li₂O.

(15 figs., 2 tablas, 18 refs.)

C. M. J.

Deformación de cristales en los vitrocerámicos de PbTiO_3 .

D. G. GROSSMAN y J. O. ISARD, *J. Mat. Sci.* (GB), 4 (12), 1.059-1.063 (i) (1969).

Se ha observado por medio de la difracción X que los cristales de titanato de plomo precipitados en los vidrios de borato, en el transcurso del proceso de formación de vitrocerámica, tienen relaciones axiales anormalmente bajas. Se demuestra que este fenómeno se debe en primer lugar a la tensión aplicada por la matriz vítrea circundante.

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

J. L. O.

Influencia de las presiones elevadas sobre la precipitación de plata coloidal en el vidrio.

T. YAMAMOTO, S. SAKKA y M. TASHIRO, *J. Ceram. Soc. Japan* (J), 77 (11), 378-385 (j) (1969).

Se ha estudiado, por medio de absorción óptica entre 0,35 y 0,65 micras, microscopía electrónica, difracción X y reacción química, la influencia de presiones elevadas aplicadas por medio de un aparato especial, sobre la formación de coloides de plata en los vidrios silicatados. La aplicación de presiones de hasta 55 kbars, a temperatura ambiente, favorece la precipitación de coloides en el vidrio después de calentado a 250-500° C. La aplicación de presión a temperaturas elevadas favorece igualmente la formación de coloides, pero las partículas son entonces más pequeñas. La influencia favorable de la aplicación de una elevada presión sobre la nucleación de plata coloidal en el vidrio, se atribuye al efecto de sitios defectuosos creados en él. La adición de cerio al vidrio favorece igualmente la precipitación de los coloides de plata.

(12 figs., 2 tablas, 25 refs.)

J. L. O.

Análisis térmico diferencial de los vidrios.

A. YAMAMOTO, T. YAMATE y M. KUNUGI, *J. Jap. Soc. for Testing Mater* (J), 13 880-884 (1964).

Se efectúan medidas sistemáticas de análisis térmico diferencial en vidrios de los sistemas $\text{PbO-B}_2\text{O}_3$, PbO-SiO_2 , de los vidrios comerciales ($\text{Na}_2\text{O-CaO-SiO}_2$, $\text{Na}_2\text{O-PbO-SiO}_2$, $\text{Na}_2\text{O-BaO-B}_2\text{O}_3$ - SiO_2) y de los vidrios boratados. Se han estudiado igualmente por análisis térmico diferencial las reacciones químicas entre los constituyentes de los vidrios del sistema PbO-SiO_2 .

El intervalo de transformación evaluado después de estas curvas corresponde exactamente con el resultante de los estudios de dilatación. Los picos exotérmicos de los vidrios de B_2O_3 - PbO y SiO_2 - PbO indican la formación de boratos o de silicatos y los picos endotérmicos observados a 600-800° C parecen indicar la fusión de esos compuestos, que es seguida por la formación de vidrio. Los picos endotérmicos situados alrededor de 720-760° C sobre las curvas de reacción de los constituyentes del sistema PbO-SiO_2 corresponden a proporciones bien determinadas de materias que forman los compuestos PbO-SiO_2 , 2PbO-SiO_2 y 4PbO-SiO_2 , y en la fusión de esos compuestos.

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

J. L. O.

Quimisorción del hidrógeno molecular por la sílice intensamente deshidratada.

C. MORTERRA y M. J. D. LOW, *Chem. Commun.* (GB), 23 (23), 1.491-1.493 (i) (1968).

Se discuten los espectros de absorción entre 4.000 y 2.000 cm^{-1} en el transcurso de distintos tratamientos de desgasificado a 780° C, de calentamiento a 680° C y de exposición a la acción del H_2 , de muestras de sílice de marca

Aerosil. Se observa que esta sílice presenta a las temperaturas estudiadas, una fuerte quimiabsorción del hidrógeno, por lo que se trata de explicar el mecanismo. Terminan con que la reacción del gel de sílice con el hidrógeno se provoca por defectos de estructura de naturaleza desconocida que se forman en el transcurso de la activación a altas temperaturas.

(2 figs., 3 refs.)

J. L. O.

Difusión del hidrógeno en los vidrios silicatados.

J. L. BARTON y M. MORAIN, *J. non-crystal. Solids* (NL), 3 (1), 115-126 (i) (1970).

Se establece la velocidad de penetración del hidrógeno en vidrios dopados con plata, para temperaturas comprendidas entre 280 y 450° C, a partir de determinaciones espectrofotométricas de la velocidad de precipitación de la plata coloidal. Al medir esta velocidad en función de la presión parcial del hidrógeno, se puede tener en cuenta el efecto de la movilidad de los iones plata y obtener los valores del coeficiente de interdifusión ion ion-álcali plata. Este método se ha ensayado añadiendo diversas cantidades de plata al mismo vidrio de base y comparando los valores de $P(H_2)$ y de $D(Ag^+)$ obtenidos. Cuando se reemplaza Na^+ por Ca^{++} en un vidrio silicatado simple, la velocidad de penetración del hidrógeno disminuye, a pesar de la disminución del número de iones modificadores de red. Al sustituir Mg^{++} por Ca^{++} , se provoca un aumento de la permeabilidad, pero, si el ion reemplaza Ca^{++} por Sr^{++} o por Ba^{++} , la permeabilidad disminuye.

(11 figs., 15 refs.)

J. L. O.

Penetrómetro para la medida de viscosidad absoluta del vidrio.

J. E. KELLEY, T. D. ROBERTS y H. M. HARRIS, U. S. Bureau of mines. Report of investigations 6358 (11), (i) (1964).

Un penetrómetro destinado a medir la viscosidad del vidrio a temperaturas de hasta 1.450° C se ha puesto a punto con el fin de establecer los coeficientes de viscosidad requeridos para la formación a elevada temperatura de los materiales cerámicos. La mayor ventaja del procedimiento es que puede utilizarse sobre muestras de formas y dimensiones cualesquiera. Por otra parte, su precisión alcanza el intervalo 10^6 a 10^9 poises, que es superior a la de otros métodos. Se describe a los ensayos efectuados y se da la ecuación general que permite calcular el coeficiente de viscosidad en función de la velocidad de penetración.

Ensayado al utilizar una muestra normalizada de viscosidad constituida de vidrio silicosodocálcico, el aparato ha dado valores en una concordancia del 10 % a los obtenidos por la ecuación Fulcher, método utilizado por el National Bureau of Standards. La misma precisión se ha obtenido con otros vidrios.

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

J. L. O.

Cálculo de las propiedades físicas de un vidrio.

G. WEINMANN, *Sprechsaal Keram. Glas Email* (RFA), 102 (23), 1.050 (a) (1969).

Tomando como ejemplo el caso de un vidrio extra-blanco, se pone de manifiesto cómo tener en cuenta, en el cálculo de la fórmula de un vidrio, las principales características con que debe dotarse al producto terminado: dilatación térmica, peso específico, resistencia a la presión y a la tracción, resistencia al rayado, índice de refracción.

J. L. O.

Viscosidad del vidrio. II. Influencia de las separaciones de fases en la viscosidad.

J. H. LI y D. R. UHLMANN, *J. non-crystal. Solids* (NL), 3 (2), 205-224 (i) (1970).

La influencia de una separación de fases en la viscosidad de líquidos vítreos se ha estudiado por medio de una técnica de alargamiento de la fibra. Los ensayos se han hecho sobre un vidrio de borosilicato y sobre un vidrio 0,14 % Na_2O_3 , 0,86 % SiO_2 . La viscosidad del vidrio sodosilicatado se ha medido a 501 y a 555° C; se ha puesto de manifiesto que dependía de la fineza de estructura y de la morfología de las fases separadas. La formación más rápida a 555° C de una estructura submicroscópica gruesa e interconectada se ha considerado como ligada al hecho de que la viscosidad de las probetas ensayadas a esta temperatura era superior a la de las probetas ensayadas a 501° C, en el caso de ensayos cuya duración podía alcanzar un mes.

El vidrio borosilicatado se ha ensayado a 536, 482, 460 y 448° C. Este vidrio no hecho jamás prueba de un comportamiento no newtoniano, incluso para violentos de $2,3 \times 10^{10}$ dinas/cm², lo que está en contradicción con los resultados de ensayos anteriores, practicados sobre un vidrio de silicato de rubidio homogéneo.

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

J. L. O.

La química del vidrio, nuevo campo de la ciencia.

M. B. VOLF, *Sklar. Keram.* (Checoslovaquie), 19 (12), 311-313 (ch) (1969).

Después de recordar los elementos utilizados con anterioridad por los industriales del vidrio, se demuestra que los métodos modernos permiten introducir en los vidrios prácticamente todos los elementos del sistema periódico. Por esto se ha creado un nuevo campo científico que es la química del vidrio. El autor define las distintas ramas de esta disciplina que lleva consigo una parte dinámica que trata de materias primas, de sus propiedades, de sus reacciones y de la fusión del vidrio, así como una parte estática que se preocupa de las propiedades de los vidrios. La tabla periódica puede servir de orientación para el estudio de la influencia de los elementos sobre las propiedades de los vidrios, pero además otro criterio importante es el de las características iónicas. El autor describe las seis características iónicas principales y demuestra cómo se pueden sacar conclusiones sobre el comportamiento de los elementos y del vidrio que los contiene.

(5 refs.)

J. L. O.

Nuevas normas y datos de referencia.

ANÓNIMO, *Soviet J. Opt. Technol.* (USA-URSS), 35 (6), 754 (i y r) (1968).

Los datos de referencia soviéticos 1.874-67, se refieren a la protección de las superficies de elementos ópticos constituidos de fluoruro de litio y vidrios inestables, por el método del chorro de gas. La película protectora de bióxido de silicio se produce al hacer arder los vapores de determinados líquidos en una llama de hidrógeno y para almacén de las partículas de SiO_2 formadas durante la combustión del vapor en la superficie de los elementos ópticos calentada a 280° C.

La norma industrial soviética 5.550-67 se refiere a las especificaciones técnicas relativas a los elementos ópticos al fluoruro de bario.

J. L. O.

Modelo de transmisión de calor en un flujo de vidrio fundido.

JOHN H. DUFFIN, *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 49 (2), 180-187 (i) (1970).

El modelo no lineal, representa ambas condiciones: estacionaria y transitoria. La resolución de las ecuaciones se realizaron mediante un computador

medio. Se comparan las temperaturas predichas con las obtenidas experimentalmente dando una buena correlación. El modelo puede servir para el diseño de gargantas de salida y para mejorar en ellas el control de temperatura.

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

C. M. J.

Preparación de la composición vitrificable en recipientes mezcladores.

J. TURNWALD y J. HRUBY, *Sklar Keram* (Checoslovaquie), 19 (8), 208-209 (ch) (1969).

Se describe una instalación de una capacidad de 1.000 l. que permite efectuar la mezcla de la composición vitrificable para hornos de fusión de pequeña o mediana capacidad. Los constituyentes de cargas pesadas se introducen en el recipiente formando el cuerpo de la mezcladora, animado de un movimiento rotatorio (10-30 vueltas/mm.) y oscilante. El tratamiento de la composición en este aparato no necesita ningún trabajo manual y no produce cenizas.

(1 fig.)

J. L. O.

ANALISIS Y ENSAYOS

Análisis de rocas por espectrofotometría de llama (emisión y absorción atómica).

J. C. BERTHELAY, C. R. Acad. Sc. Paris, 269 serie D, 1.807-1.810 (f) (1969).

(1 fig.)

Estudio de fluencia, con sollicitación de flexión sobre cuatro puntos, a temperaturas elevadas. I. Descripción del aparato.

G. ENGELHARDT y G. REJMAN, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (8), 485-488 (a) (1970).

Se describe un aparato de fluencia para sollicitación de flexión sobre cuatro puntos, que permite efectuar ensayos en vacío y/o en gas inerte hasta 1.800° C. La carga se aplica hidráulicamente y puede regularse de forma muy precisa. Un mecanismo de medición de flexión, muy sensible, permite determinar con seguridad incluso velocidades de fluencia de $\dot{\epsilon} > 5^{-4}(\text{h}^{-1})$. Para probar el funcionamiento del aparato se efectuaron medidas de fluencia sobre Al_2O_3 . Los resultados de estos estudios se presentan en la segunda parte.

(7 figs., 6 refs.)

C. S. C.

Estudios de fluencia a elevada temperatura con carga de flexión sobre cuatro puntos. II. Medidas sobre óxido de aluminio policristalino.

G. ENGELHARDT y F. THÜMLER, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (9), 571-577 (a) (1970).

Para probar el funcionamiento de la instalación descrita en la parte I se estudió la fluencia estacionaria de óxido de aluminio policristalino (ensayo de flexión sobre 4 puntos). El tamaño de grano de la muestra era de unos 12μ y las densidades variaban desde 95 a 98 % de la densidad real. Estudios de variación de temperatura en el intervalo comprendido entre 1.480 y 1.700° C a diferentes tensiones proporcionaban una energía de activación de $Q_k = 140 \pm$

± 17 Kcal/mol. La dependencia de la tensión se determinó mediante ensayos de variación de tensión ($T = 1.450$ a 1.700°C). En la zona de $1 < \sigma_F < 3$ Kp/mm² era lineal ($\epsilon_s \sim \sigma$) y correspondía al modelo de Nabarro-Herring. Según los resultados obtenidos por fluencia para los coeficientes de difusión, la difusión catiónica es ampliamente determinante para la velocidad. En la zona de tensiones $3 < \sigma_{Fel} < 7,5$ Kp/mm² ($T = 1.480$ a 1.550°C) se obtienen exponentes de fluencia más grandes ($\epsilon_s \sim \sigma^n$, siendo $n > 1.4$). Los estudios de la estructura y las medidas de dureza indican que en la deformación toman parte, digna de tenerse en cuenta, procesos de deslizamiento de los granos. A elevadas tensiones, en los estudios de fluencia de nuestras "predeformadas", se demuestra, somtiéndolas después a tensiones pequeñas, velocidades de fluencia notablemente más pequeñas que en las muestras no deformadas.

(8 figs., 23 refs.)

C. S. C.

QUIMICA Y FISICA

Teoría del cerramiento de poros durante la sinterización.

D. W. BUDWORTH, *Trans. Brit. Ceram. Soc.*, 69 (1), 29-31 (i) (1970).

Se aplican las condiciones de rotura de un poro cilíndrico en distintos poros separados, bajo la acción de la energía superficial, a un sistema de poros cilíndricos de 1) un agrupamiento de octaedros truncados, y 2) al modelo de formas de grano desarrollado por C. S. Smith. Se demuestra que los poros, en cualquier compacto durante la sinterización, se cierran hasta alcanzar una porosidad del 9%. Se comprueba que ambos modelos teóricos poseen una eficiencia de predicción prácticamente igual. También se ha calculado las relaciones entre la magnitud del grano y el valor medio determinado gráficamente, para cada uno de los modelos.

(10 refs.)

C. M. J.

Formación epitaxial de películas monocristalinas de Mn_3O_4 .

V. CASLAVSKA y R. ROY, *J. Appl. Phys.*, 41 (2), 825 (i) (1970).

La técnica consiste en depositar la película de Mn_3O_4 a partir de una fase vapor bajo vacío, sobre un sustrato de MgO. Se utiliza la reacción química $3\text{MnCl}_2 + 3\text{H}_2\text{O} + 1/2\text{O}_2 \rightarrow \text{Mn}_3\text{O}_4 + 6\text{ClH}$. Las condiciones experimentales, descritas con precisión, permiten obtener películas transparentes de color rojo oscuro y monocristalinas. El plano (001) del monocristal es paralelo al plano (001) del sustrato de MgO.

(9 refs.)

C. M. J.

Estabilización de circonia por alúmina.

H. W. HENNICKE y H. VAUPEL, *Tonind. Zg. K. R.*, 94 (2), 45-50 (a) (1970).

Se han examinado por difracción de rayos X y ATD las transformaciones de fases del sistema $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ sobre hidróxidos coprecipitados, y por dilatometría y rayos X sobre óxidos sinterizados. En las mezclas de hidróxidos coprecipitados, la circonia parece incorporar a su red cristalina alrededor de 1 mol % de Al_2O_3 , que no desaparece hasta los 1.600°C . Esta circonia, parcialmente estabilizada, cristaliza en el sistema cúbico. En cuanto a la alúmina, su red puede incorporar de 1 a 1,5 mol % de ZrO_2 , pero esta circonia desaparece hacia 1.400°C , antes de la formación de $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Las mezclas sinterizadas son

insensibles a los ciclos térmicos repetidos, mientras el porcentaje de circonia no sobrepase 10 moles %. Con contenidos superiores de circonia, los ciclos repetidos vuelven frágiles a las mezclas sinterizadas.

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

C. M. J.

Estados de equilibrio en el sistema picrocromita-merwinita.

Z. PANEK y E. KANKLIR, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (7), 431-434, 435 (a) (1970).

Utilizando métodos estáticos y dinámicos se determina el diagrama de fases del sistema pseudobinario picrocromita-merwinita. Se estableció en $2.330 \pm 15^\circ \text{C}$ la temperatura de fusión de la picrocromita. Se precisaron la descomposición térmica de la merwinita en el intervalo de temperaturas comprendido entre 1.575 y 1.800°C y el punto cuasiperitético del sistema total, que corresponde a una composición (en % en peso) de 8,5 MCr y 91,5 C_2MS_2 a $1.550 \pm 2^\circ \text{C}$. Mediante minuciosos análisis microscópicos y roentgenográficos se estableció la zona de coexistencia de las fases y se determinó exactamente el punto cuasiperitético. Los resultados se compararon con los obtenidos en el trabajo de El-Shahat y White. También estos autores consideran improbable la solubilidad de la picrocromita en la fase silicato fundido. Finalmente se aconsejan ulteriores estudios sobre el sistema $\text{MgO-CaO-Si}_2\text{O-Cr}_2\text{O}_3$.

(11 figs., 7 refs.)

C. S. C.

Estudios recientes sobre la descomposición térmica de la caolinita. I. Estudios roentgenográficos y medidas de la densidad en la caolinita durante su transformación en metacaolín.

K. I. RANGE, I. RUSOV, G. OEHLINGER y A. WEISS.

Se estudió de nuevo la descomposición térmica de la caolinita sobre cristales macroscópicos. Roentgenográficamente se observa ya una primera variación de la red de la caolinita a 380°C , temperatura a la cual no ha habido aún expulsión de agua. A temperaturas más elevadas desaparecen primero las interferencias (001) y (hkl), y después las interferencias (hk0). La relación de intensidades de las interferencias (hkl) en la zona comprendida entre 400 y 600°C muestran que, al aumentar el desprendimiento de agua, aumenta la distorsión de la red. Con calentamiento muy largo a 600°C se produce una fase metacaolín totalmente amorfa por observación roentgenográfica. Las medidas de la densidad durante la expulsión de agua indican que la distancia reticular del metacaolín, en los primeros estadios de deshidratación, es muy semejante a la de la caolinita. A temperaturas más elevadas, y tiempos de calentamiento más largos, se produce un marcado aumento de densidad que tiene probablemente dos orígenes: las capas de silicato del metacaolín pueden desmoronarse, o bien, sobre todo en el caso de largos períodos de calentamiento, reducirse al estado amorfo por rotura de los enlaces Si-O-Si.

(1 fig., 34 refs.)

C. S. C.

Contribución al estudio de la influencia de las sustituciones catiónicas sobre las propiedades de cambio iónico de apatitos.

G. WRIGHT, *Annal. Chim.*, 5 (1), 39-61 (f) (1970).

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

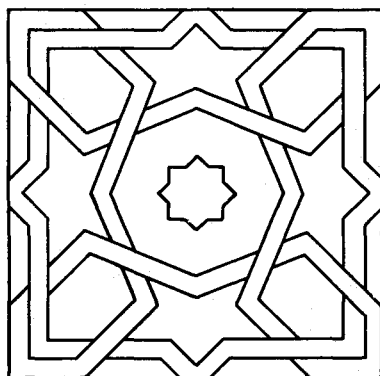
Influencia de los óxidos inorgánicos sobre la pirolisis de la pez.

E. FRITZER, M. FRIEDEN, W. FRITZ y A. MAJDIÈ, *Ber. Dtsch. Keram. Gesell.*, 47 (7), 391-399 (a) (1970).

La pirolisis de la pez (15 % en peso) se siguió gravimétricamente en presencia de los siguientes óxidos, considerados por separado, $\gamma\text{Al}_2\text{O}_3$, corindón, cuarzo, gel de sílice, MgO y CaO. Se efectuó el estudio sobre mezclas no prensadas, y también parcialmente sobre mezclas prensadas de óxido-pezu. En todas las mezclas óxido-pezu se produce, con relación a la curva de pirolisis de la pez pura, una desviación de sus curvas de pirolisis (retardo de la pirolisis en función de la temperatura) en dirección de las temperaturas más altas. El cuarzo ejerce la influencia más fuerte sobre la curva de pirolisis. CaO, MgO y corindón más débil, y aproximadamente de la misma cuantía. Las mezclas de óxido-pezu producen un rendimiento mayor en coque que la pez pura. En el caso de los óxidos porosos $\gamma\text{Al}_2\text{O}_3$ y gel de sílice, la desviación de las curvas de pirolisis es tanto más fuerte cuanto mayor es la superficie específica según BET. En relación con las curvas de pirolisis de las mezclas sueltas de óxido-pezu, las curvas de las correspondientes mezclas prensadas se desvían hacia temperaturas más elevadas, en tanto que el rendimiento en coque es igualmente elevado en ambos casos.

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

C. S. C.





Elevador-transportador

Un sistema completamente nuevo de conducción y distribución de materiales, tanto para procesos de fabricación como para su almacenamiento o cualquier otro uso en que se necesite controlar el manejo de sustancias granulares, ha sido introducido en el mercado con el nombre de GT Elecon.

El aparato consta de una serie de cangilones en forma de cuña que se hallan fijos a la cadena transportadora. El conjunto va montado sobre una armadura de acero. Los cangilones, principal rasgo del sistema, van fijos a la cadena transportadora mediante una pestaña y se agrupan de cuatro en cuatro con el fin de admitir la alimentación continua, evitando así problemas de caída de material, como ocurre cuando los cangilones fijos dispuestos del modo convencional se llenan desde arriba. Las posiciones de carga se obtienen introduciendo una curva en el circuito elevador. Los cangilones están contruidos de poliestireno y pueden girar en torno a un eje.

Cuando estos recipientes abandonan la estación de carga permanecen en la misma posición que tenían al salir de ella y la conservan hasta que alcanzan el punto de descarga. La inclinación de los mismos se efectúa mediante un bastidor invertido que se engancha en el lado del cangilón correspondiente.

Para más información : Gough Econ Ltd., Clough Street, Hanley, Stokeon-Trent, Staff., Inglaterra.



Estación de carga del "GT Elecon", en la cual los cangilones aparecen dispuestos para su alimentación.

El "turbotherm", un generador de aire caliente con quemador giratorio

Se trata de un aparato de calefacción por aire caliente con combustión directa o en vena de aire, construido para ser utilizado con propano, butano o gas-ciudad, mediante algunas pequeñas modificaciones. La parte principal del aparato es cilíndrica; el panel de mando y de control automático va fijo a ella.

La característica fundamental del aparato reside en la existencia en el mismo del conjunto motor, motor-ventilador sobre un eje común que es un tubo y que comporta en su extremidad inferior el quemador circular.

La llama que emerge de la cara pla-

na del quemador se halla protegida de la corriente de aire del ventilador, por una cámara de combustión cilíndrica.

Este aparato posee, según sus autores, varias ventajas, entre las que pueden citarse las siguientes: Posibilidad de funcionar con pequeña presión de aire, combustión perfecta gracias a la mezcla íntima del combustible y del carburante, lograda en la rotación del quemador, estabilidad de la llama, intervalo de calefacción comprendido entre 5.000 y 90.000 Kcal; la intensificación o disminución de la misma se consigue por simple variación de la presión del gas. La especial disposición de la llama permite que el calor llegue a zonas alejadas sin crear, por otra parte, puntos calientes en la proximidad del generador.

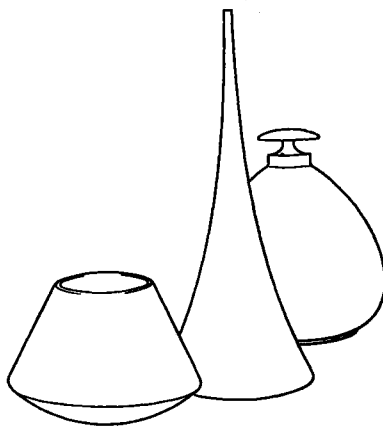
Vibrador

Los tamices vibradores Visker constan de una bandeja, un marco con telas tamizadoras, la tapa y uno o dos vibradores. El material cae al embudo del aparato y llena la bandeja, extendiéndose luego a los tamices vibradores que están contruidos con hilo de bronce estirado o de acero inoxidable. La superficie activa de los tamices es de 0,22 m². La producción fluctúa entre 2 y 4 m³/h, según el material de que se trate.

Los tamices vibratorios Visker son empleados en cerámica y en industrias químicas, para tamizar suspensiones.

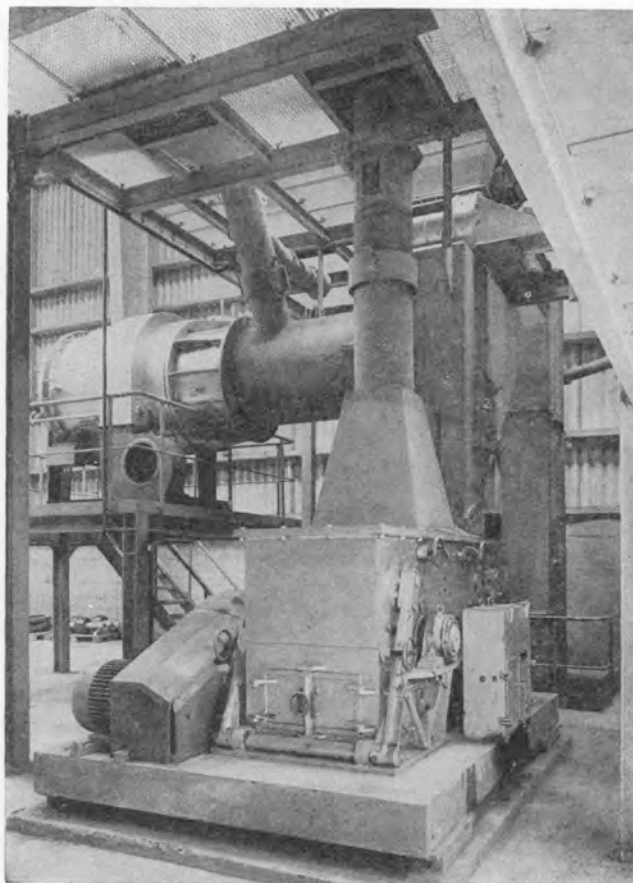
Para más información:

Pragoinvent, Foreign Trade Corporation, Prage.



Instalaciones
molturadoras-
secadoras

HAZEMAG



ARCILLA: En la industria cerámica, la molienda y desecación de las materias primas en el molino NOVOROTOR HAZEMAG garantizan productos de óptima calidad, aun partiendo de arcillas difíciles de manipular, húmedas y con inclusiones de impurezas de cal, yeso, piritita, etc. Los inconvenientes de estas impurezas quedan eliminados, gracias al grado de finura del producto molido.

CAOLIN: Las instalaciones molturadoras-secadoras HAZEMAG manipulan, por ejemplo, tortas de filtración de caolín con una humedad del orden del 30 %, aproximadamente, reduciéndolas a la finura de uso comercial (40 micras) y secándolas a una humedad residual inferior al 1 %.



HAZEMAG m. b. G.

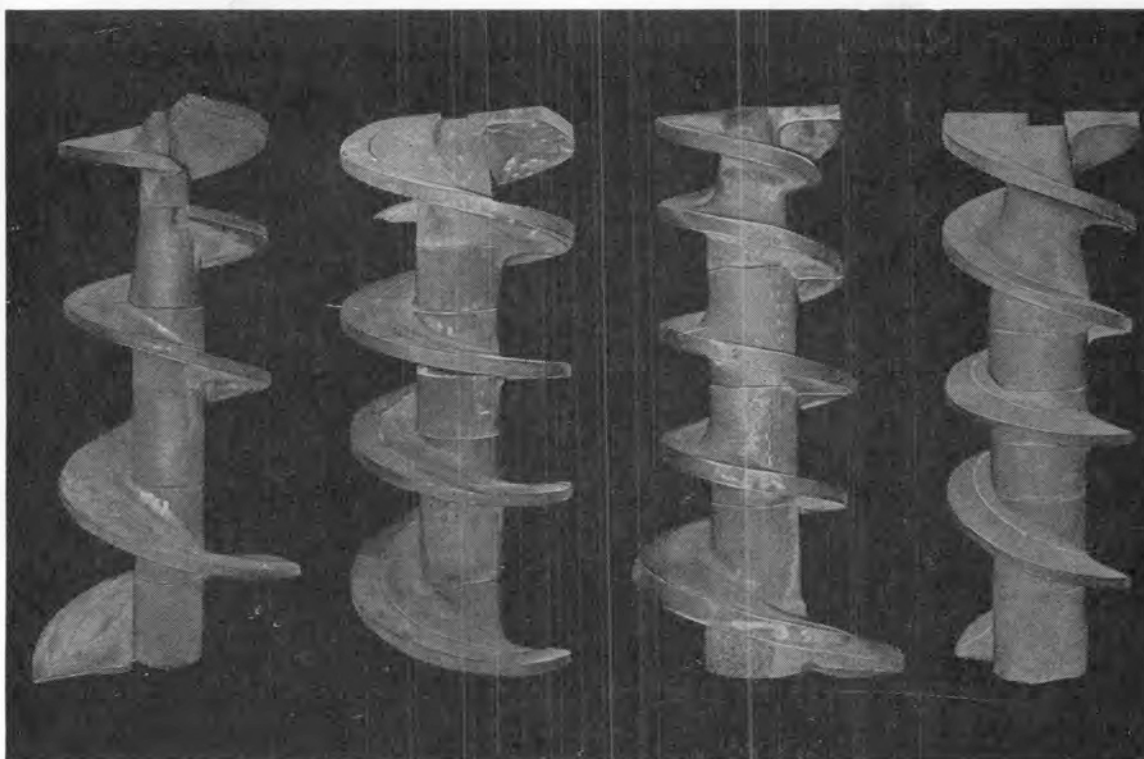
44 Münster/Alemania Occ.
Postfach 3447
Teléf. 60 795. Telex 089 27 14.

Representante para España:

MAQUIOBRAS

Manuel González Longoria, 12
MADRID-10
Teléfono 257 06 00 *
Telex 22 610 mmosa e.

***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