

COMPORTAMIENTO DE LOS REFRACTARIOS DE CIRCON-ALUMINA Y SILICE-ALUMINA FRENTE AL ATAQUE POR ESCORIAS CON RELACIONES CaO/SiO₂ VARIABLES ⁽¹⁾

A. VICENTE
P. PENA
S. DE AZA

Instituto de Cerámica y Vidrio, C.S.I.C., Arganda del Rey (Madrid)

RESUMEN

Se ha determinado, en base a la información suministrada por los diagramas de equilibrio de fases ZrO₂-Al₂O₃-SiO₂-CaO y Al₂O₃-SiO₂-CaO así como experimentalmente, el comportamiento termoquímico, frente al ataque por escorias con razones CaO/SiO₂ variables de los materiales refractarios a base de mezclas binarias de circon-alúmina y de sílice-alúmina respectivamente.

De los resultados obtenidos se ha podido establecer que, en igualdad de características físicas y microestructurales, los materiales a base de 80% Al₂O₃-20% ZrSiO₄ presentan, entre todos los estudiados, el mejor comportamiento potencial.

Effect of slags with different CaO/SiO₂ ratio on the behaviour of zircon-alumina and silica-alumina based refractories.

The Thermochemical behaviour of refractory materials based on binary mixtures of both zircon-alumina and silica-alumina, which underwent a chemical attack, from slags having several CaO/SiO₂ ratios was investigated. The study was carried out, taking into account the knowledge supplied from both, the equilibrium phase diagrams ZrO₂-Al₂O₃-SiO₂-CaO and Al₂O₃-SiO₂-CaO and from experimental data attained in the present work.

From the results obtained, it was established, that with the same microstructural and physical features, those materials based on 80 Al₂O₃-20 ZrSiO₄ (wt%) show better potential behaviour.

Comportement des matériaux réfractaires en zircon-alumine et en silice-alumine face à l'attaque de laitiers avec des rapports CaO/SiO₂ variables.

Expérimentalement ainsi que sur la base des données fournies par les diagrammes d'équilibre de phases ZrO₂-Al₂O₃-SiO₂-CaO et Al₂O₃-SiO₂-CaO, les auteurs déterminent le comportement thermochimique des matériaux réfractaires à base de mélanges binaires respectivement de zircon-alumine et de silice-alumine, face à l'attaque de laitiers avec des rapports CaO/SiO₂ variables.

Des résultats obtenus il ressort que parmi tous les matériaux étudiés, à caractéristiques physiques et microstructurelles égales, ce sont les matériaux se composant de 80% d'Al₂O₃ et de 20% de ZrSiO₄ qui présentent le meilleur comportement potentiel.

Verhalten von feuerfesten Stoffen aus Zirkon-Tonerde und Kiesel-Tonerde gegen die Einwirkung von Schlacken mit variablem Cao/SiO₂ - Verhältnis.

Unter Zugrundelegung der aus den ZrO₂-Al₂O₃-SiO₂-CaO- und Al₂O₃-SiO₂-CaO-Phasengleichgewichtsdiagrammen erhaltenen Daten sowie experimentell gewonnener Erkenntnisse wurde das thermochemische Verhalten feuerfester Stoffe aus binären Zirkon-Tonerde und Kiesel-Tonerde-Mischungen gegen das Einwirken von Schlacken mit variablem CaO/SiO₂-Verhältnis bestimmt.

Die erhaltenen Ergebnisse führen zu dem Schluß, daß gleiche physikalische und mikrostrukturelle Eigenschaften vorausgesetzt Stoffe mit 80 Prozent Al₂O₃-20 Prozent ZrSiO₄ das günstigste potentielle Verhalten aller untersuchten Materialien erwarten lassen.

1. INTRODUCCION

Un procedimiento, para evaluar el comportamiento de un material refractario frente a una escoria, es la determinación de su solubilidad química o porcentaje de fase líquida generada en la interfase escoria/refractario para porcentajes crecientes de escoria y temperaturas variables.

Una forma de enfocar el estudio, de la mencionada solubilidad química, es a partir del correspondiente diagrama de equilibrio, tal como ha sido puesto de manifiesto por los presentes autores en el caso de los materiales a base de Al₂O₃-SiO₂ (1).

El objetivo del presente trabajo ha sido determinar el comportamiento termoquímico de los materiales refractarios formulados a base de mezclas binarias de circon-alúmina frente a escorias sílico-cálcicas con razones CaO/SiO₂: 1, 2 y 3. Para ello se ha utilizado el sistema cuaternario ZrO₂-Al₂O₃-CaO-SiO₂ (2-3), donde tanto los productos de partida como los resultantes del ataque pueden ser representados. Sin embargo, a partir de los datos disponibles actualmente, del sistema cuaternario mencionado, no se puede realizar el estudio cuantitativo de la solubilidad química de dichos materiales. Debido a esto ha sido necesario determinar, la mencionada solubilidad química, experimentalmente. El estudio se ha realizado sobre dos composiciones, formuladas a base de circon-alúmina, que han sido tratadas con adiciones cre-

(1) Original recibido el 1 de julio de 1985

cientes de escorias, con razones $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1, 2 \text{ y } 3$ respectivamente, a las temperaturas de $1550^\circ, 1600^\circ \text{ y } 1650^\circ\text{C}$.

Por último, con objeto de evaluar sus posibles utilidades como revestimientos de trabajo en las cucharas de colada, una vez determinada experimentalmente la evolución cuantitativa de la fase líquida en la interfase escoria/refractario, los datos obtenidos se han comparado con aquellos calculados previamente a partir del sistema $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$ (1), de los materiales silicoaluminosos (45% Al_2O_3), aluminosos (55% Al_2O_3) y de alta alúmina (85% Al_2O_3) que actualmente se utilizan como revestimientos alternativos en las mencionadas cucharadas de colada.

2. SISTEMA $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$

El primer estudio sobre el sistema $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$ se debe a Salacolu y col. (4) quienes establecieron las compatibilidades en estado sólido dentro del sistema cuaternario. Recientemente Pena y De Aza (2) han modificado las compatibilidades en estado sólido de la circonita dentro del sistema (fig. 1). En la figura 2a y b se representan las proyecciones desde los vértices de la Al_2O_3 y de la ZrO_2 , para los planos del 80% de Al_2O_3 y 70% de ZrO_2 de los volúmenes primarios de cristalización de la Al_2O_3 y la ZrO_2 respectivamente.

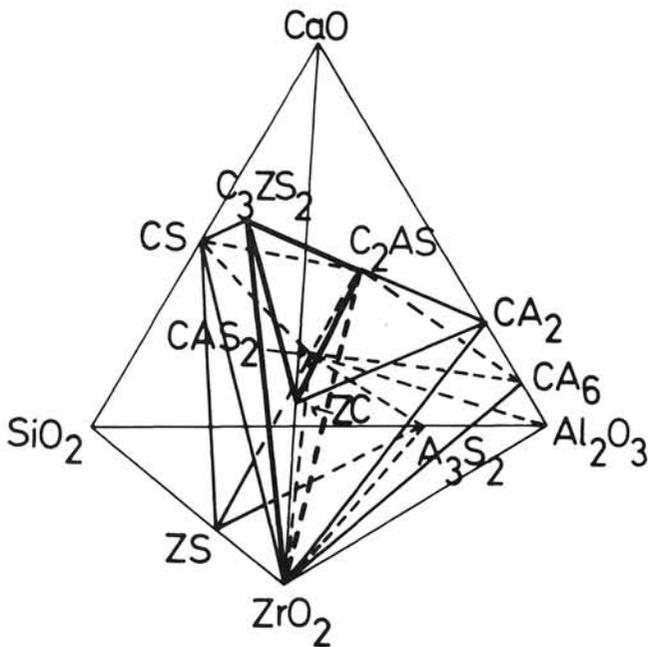


Fig. 1. Compatibilidades en estado sólido en el sistema $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$. (2).

En el presente trabajo, como se ha indicado previamente, el estudio se ha limitado a dos composiciones formuladas a base de $\text{ZrSiO}_4\text{Al}_2\text{O}_3$, con el 80 y 45,5% en peso de alúmina respectivamente, las cuales se han denominado A80 y A45.

La principal diferencia entre ambas composiciones es que la primera se encuentra dentro del volumen primario de cristalización de la Al_2O_3 y la segunda en el de la ZrO_2 ,

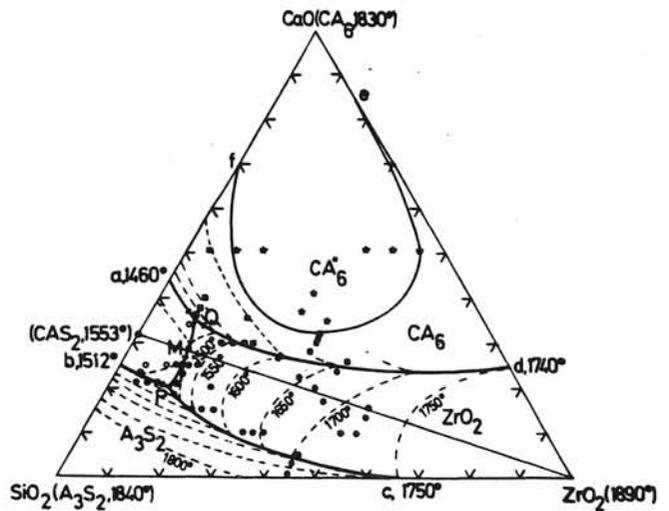


Fig. 2. a) Proyección desde el vértice de la Al_2O_3 de la superficie eutéctica que delimita el volumen primario de cristalización de la alúmina en el sistema $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$.

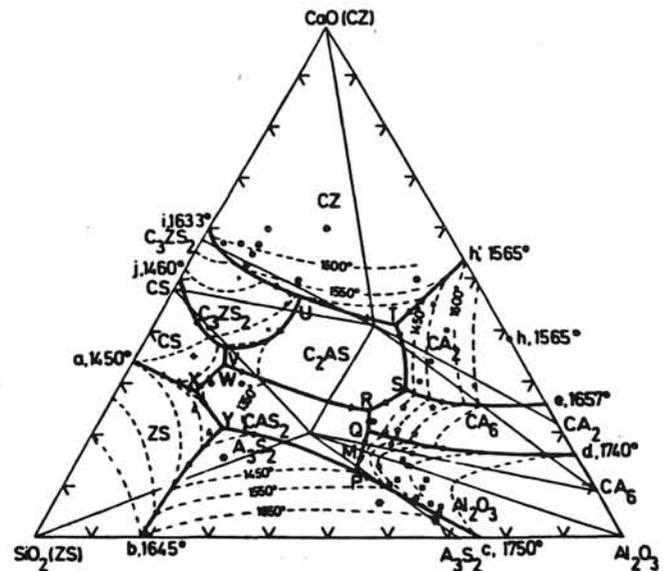


Fig. 2. b) Proyección desde el vértice de la ZrO_2 de la superficie eutéctica que delimita el volumen primario de cristalización de la circonita en el sistema $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$.

por lo que es de esperar que presenten comportamientos diferentes.

Por otro lado se puede indicar, haciendo uso de la información suministrada por los sistemas $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ (5) y $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$ (2) que la composición A80, la cual está situada dentro del triángulo de compatibilidad en estado sólido $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$, tiene una temperatura de formación inicial de fase líquida de 1750°C , mientras que en la composición A45 situada en la línea de compatibilidad $\text{ZrO}_2\text{-Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$, la temperatura de primera formación de fase líquida es superior a 1750°C . Ahora bien, para ambas composiciones en contacto con pequeñas cantidades de escorias silicocalcáreas, es de esperar que la formación de fase líquida tenga lugar a temperaturas del orden de 1440°C .

Igualmente a partir del sistema cuaternario se pueden establecer a priori las secuencias de aparición de fases en

estado sólido, a medida que se incrementa el contenido de escoria silicocálcica y para las diferentes relaciones de basicidad $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1, 2$ y 3 respectivamente. En la tabla I se han expuesto ambas secuencias de reacción.

Tabla I

SECUENCIAS DE APARICIÓN DE FASES, EN ESTADO SÓLIDO, A MEDIDA QUE INCREMENTA EL CONTENIDO DE ESCORIA SILICOCÁLCICA PARA DIFERENTES RELACIONES DE BASICIDAD $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1, 2$ y 3 ;

| Materiales $\text{ZrSiO}_4\text{-Al}_2\text{O}_3$ (razón en peso $\text{ZrSiO}_4\text{-Al}_2\text{O}_3 = 1.17$) | Razones molares escoria | |
|---|---|---|
| | $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1$ | $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1$ |
| secuencia de reacción ↓ | I $\text{A}^* + \text{Z} + \text{A}_3\text{S}_2 + \text{CAS}_2$ | I $\text{A} + \text{Z} + \text{A}_3\text{S}_2 + \text{CAS}_2$ |
| | II $\text{A} + \text{Z} + \text{CA}_6 + \text{CAS}_2$ | II $\text{A} + \text{Z} + \text{CA}_6 + \text{CAS}_2$ |
| | III $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CA}_6 + \text{CAS}_2$ | III $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CA}_6 + \text{CAS}_2$ |
| | IV $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CA}_6 + \text{CAS}_2$ | IV $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CS} + \text{CAS}_2$ |
| | VII $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CS} + \text{C}_3\text{ZS}_2$ | VIII $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CZ} + \text{C}_3\text{ZS}_2$ |
| | VIII $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CS} + \text{C}_3\text{ZS}_2$ | VIII $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CS} + \text{C}_3\text{ZS}_2$ |
| | IX $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CZ} + \text{CA}_2$ | IX $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CZ} + \text{CA}_2$ |
| Razón molar escoria $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 3$ | Razón $\text{ZrSiO}_4/\text{Al}_2\text{O}_3$ (en peso) | |
| | 1.17 a 0.59 | > 0.59 |
| secuencia de reacción ↓ | I $\text{A}^* + \text{Z} + \text{A}_3\text{S}_2 + \text{CAS}_2$ | I $\text{A} + \text{Z} + \text{A}_3\text{S}_2 + \text{CAS}_2$ |
| | II $\text{A} + \text{Z} + \text{CA}_6 + \text{CAS}_2$ | II $\text{A} + \text{Z} + \text{CA}_6 + \text{CAS}_2$ |
| | III $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CA}_6 + \text{CAS}_2$ | III $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CA}_6 + \text{CAS}_2$ |
| | IV $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CS} + \text{CAS}_2$ | VIII $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CZ} + \text{C}_3\text{ZS}_2$ |
| | VII $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CS} + \text{C}_3\text{ZS}_2$ | IX $\text{C}_2\text{AS} + \text{Z} + \text{CZ} + \text{CA}_2$ |

* $\text{Al}_2\text{O}_3 = \text{A}$, $\text{ZrO}_2 = \text{Z}$, $\text{CaO} = \text{C}$, $\text{SiO}_2 = \text{S}$ y por tanto $\text{ZrSiO}_4 = \text{ZS}$, $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13} = \text{A}_3\text{S}_2$, $\text{CaZrO}_3 = \text{CZ}$, etc...

Finalmente, la intersección de las secciones ternarias $\text{ZrSiO}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CnS}$ ($n = 1, 2$ ó 3), con los volúmenes primarios de cristalización del sistema $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$, figura 3, proporciona una información adicional, de tipo cualitativo, sobre la evolución de las fases a altas temperaturas, con el tipo de escoria para cada material. Así, un material cuya composición promedio fuese la A80, en contacto con escorias silicocálcicas con razones $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1, 2$ ó 3 , presentará, incluso a temperaturas superiores a 1600°C , al menos dos fases sólidas en equilibrio con un líquido, siendo una de dichas fases alúmina y la otra circona o hexaluminato, en función de la composición de la interfase escoria/refractario. Sin embargo, los materiales cuya composición promedio es la correspondiente a A45 presentarán, prácticamente en todos los casos, para proporciones de escoria superiores al 5%, dos fases sólidas como máximo, Al_2O_3 y ZrO_2 , en contacto con el fundido.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1. Preparación de las muestras

Los materiales de partida han sido: una arena Belga (99,9%), CO_3Ca marca Merck del 99,5% de pureza, cir-

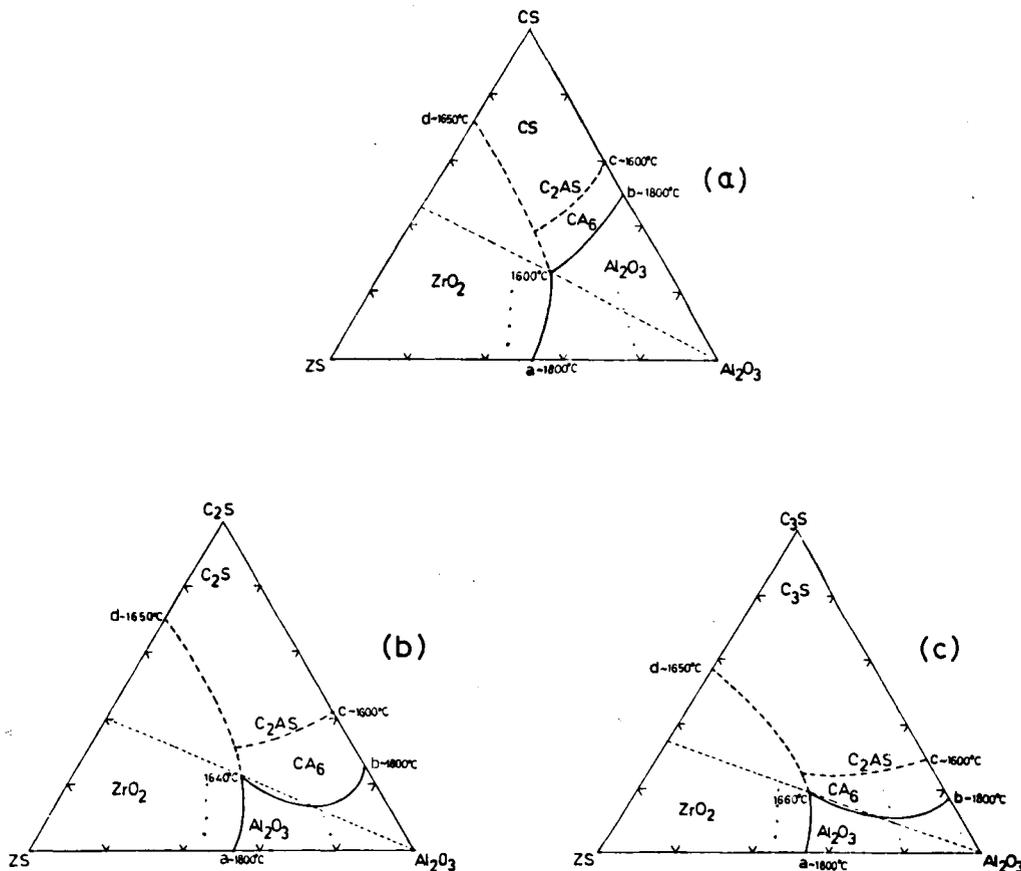


Fig. 3. a) Sección $\text{ZrSiO}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CS}$ al sistema $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$. b) Sección $\text{ZrSiO}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-C}_2\text{S}$. c) Sección $\text{ZrSiO}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-C}_3\text{S}$.

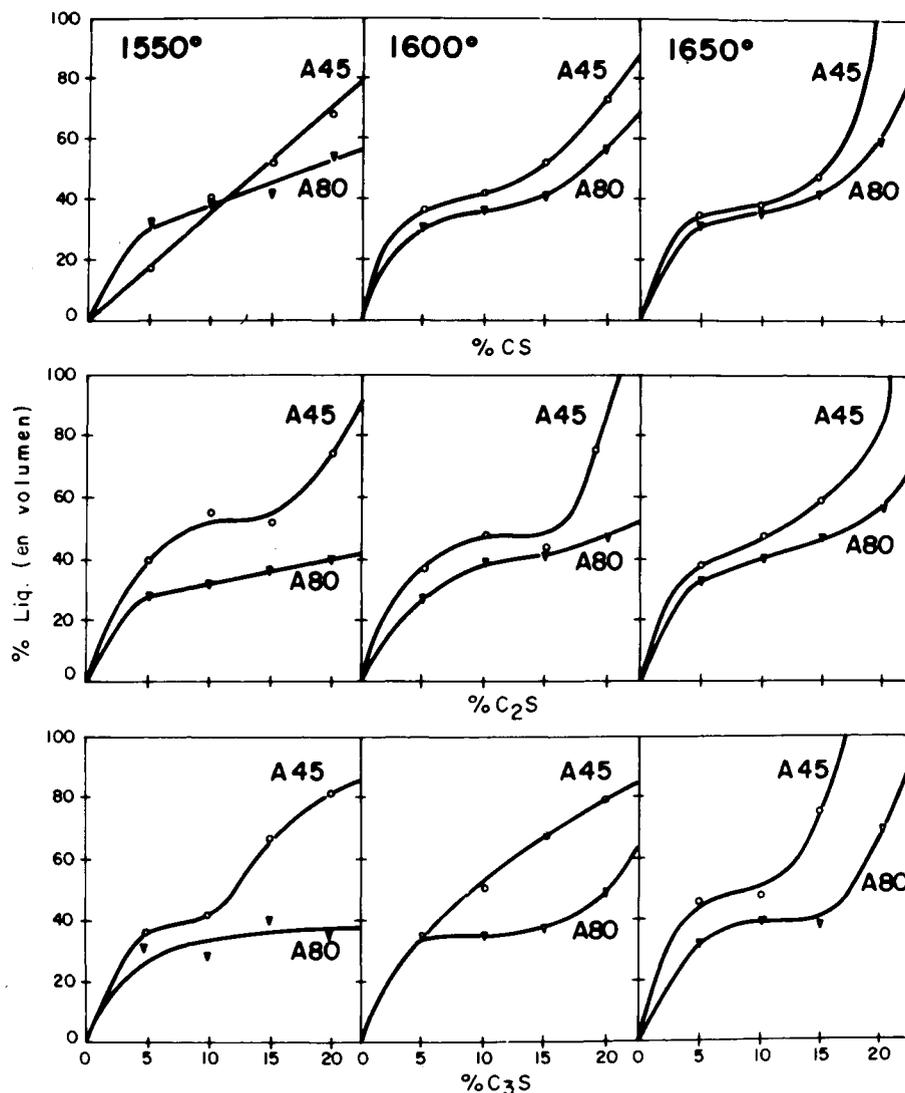


Fig. 4. Evolución de los porcentajes, en volumen, de la fase líquida para las composiciones A80 y A45 en contacto con porcentajes crecientes de escorias $\text{SiO}_2\text{-CaO}$.

cona libre de hafnio, suministrada por los laboratorios Koch-light (99,9%) y alúmina Fluka (99,998%). Todos los productos de partida, excepto el CO_3Ca , se molieron hasta un tamaño de grano inferior a $35\mu\text{m}$ antes de usarlos.

Se ha pesado $\sim 1\text{g}$ de cada una de las composiciones elegidas, las cuales una vez homogeneizadas en alcohol isopropílico, han sido prensadas en forma de pequeñas pastillas de 0,2 a 0,3 g, las cuales se han calcinado a 950°C para eliminar el CO_2 dentro de pequeños crisoles de platino. Las muestras así obtenidas se han calcinado a 1550° , 1600° y 1650°C en un horno de alta temperatura Bulten-Kanthal equipado con un controlador de temperatura con una precisión de $\pm 1^\circ\text{C}$. Los tiempos necesarios para alcanzar el equilibrio en las muestras han oscilado entre 18 y 23 horas. Una vez alcanzado, se congeló éste, mediante una corriente de aire frío sobre las muestras, las cuales, una vez sacadas del crisol de platino, se montaron, para su estudio, en una resina «epoxi».

El estudio por microscopía óptica de luz reflejada se

realizó sobre muestras pulidas progresivamente con pasta de diamante de distintos tamaños de grano hasta $0,1\mu\text{m}$, estableciendo así las fases cristalinas estables a cada temperatura así como los porcentajes en volumen de cada una de ellas, siguiendo el método propuesto por Hilliar (6). Los errores de medida son fundamentalmente atribuibles a heterogeneidades de las muestras y están comprendidos entre el 5 y el 8% en aquellas muestras con contenidos elevados de fase líquida.

Por último, en aquellos casos en los que la identificación por microscopía fue dudosa, se recurrió al estudio de la muestras por difracción de rayos X mediante la técnica de polvo de Debye-Scherrer.

3.2. Cálculo del porcentaje de fase líquida, en volumen, para las composiciones a base de $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$

Con objeto de comparar las evoluciones del contenido de fase líquida con la adición de escoria, de los materiales denominados A80 y A45 con las que presen-

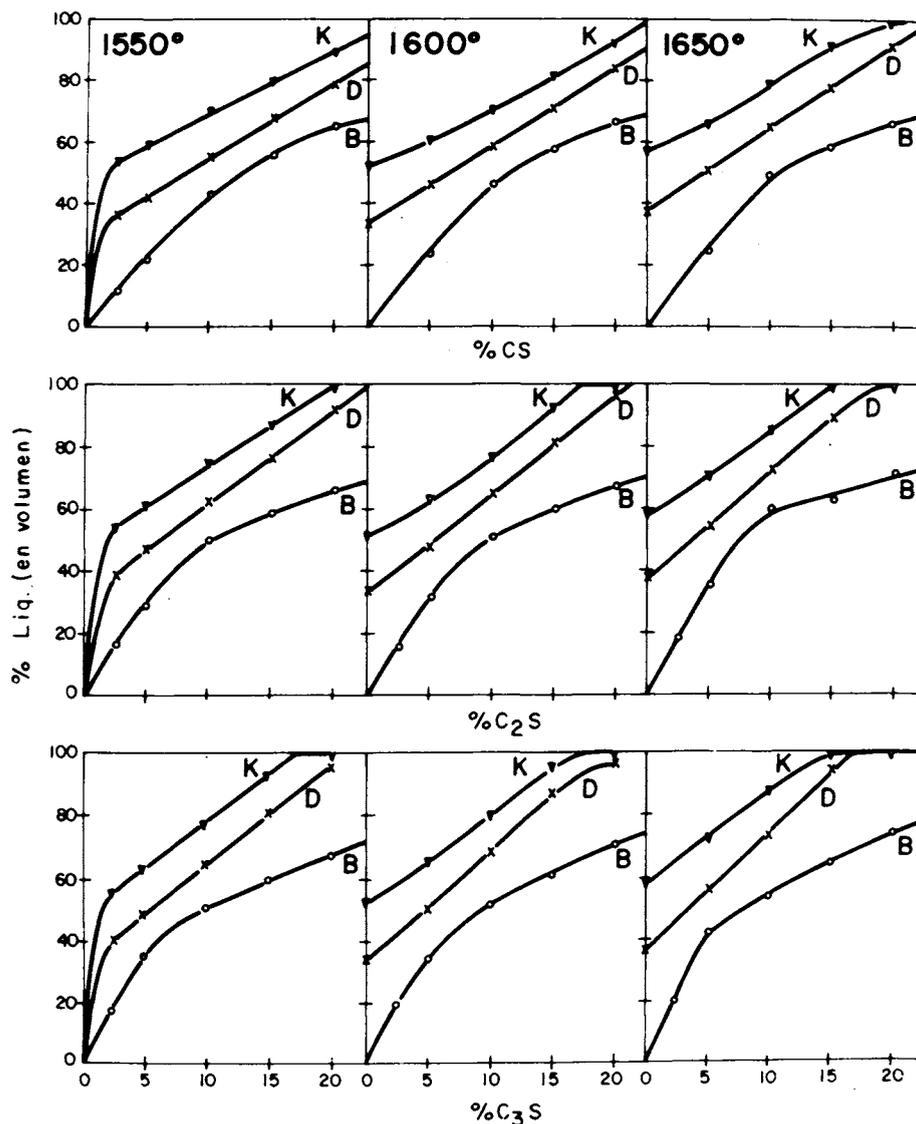


Fig. 5. Evolución de los porcentajes en volumen de la fase líquida para las composiciones K, D y B en contacto con porcentajes crecientes de escorias SiO₂-CaO.

tan las diversas composiciones a base de Al₂O₃-SiO₂ (45, 55 y 85% Al₂O₃), determinadas teóricamente a partir del diagrama ternario Al₂O₃-SiO₂-CaO (1), se hizo necesario transformar los porcentajes en peso obtenidos a partir del diagrama ternario en porcentajes en volumen. Esta transformación se realizó utilizando las densidades cristalográficas, de las distintas fases cristalinas presentes en el equilibrio con el vidrio, y la fórmula propuesta por Appen (7) para determinar teóricamente la densidad de un vidrio para una composición dada:

$$\rho = \frac{\bar{M}}{MV} = \frac{M_i P_i}{N_i P_i}$$

donde:

- \bar{M} = Masa molar medida
- P_i = % molar de cada óxido
- M_i = peso molecular del óxido
- N_i = factores de corrección calculados por Appen
- M = % en peso de óxido

Los valores de N_i utilizados han sido: 40,4 y 14,4 para la Al₂O₃ y CaO respectivamente. En el caso de la SiO₂ los valores de N_i utilizados han sido: 26,1 + 0,35 M y 26,1, dependiendo de si el porcentaje en peso de sílice es mayor o menor que el 70%.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

El estudio del comportamiento termoquímico de estas composiciones se ha realizado en las condiciones más drásticas posibles, mezclando íntimamente cantidades crecientes de escorias binarias sílico-cálcicas con las dos composiciones elegidas. Las mezclas así obtenidas se trataron térmicamente durante tiempos que oscilaron entre 18 y 23 horas a las temperaturas de 1550°, 1600° y 1650°C.

En la figura 4 se ha representado la evolución de los porcentajes en volumen de la fase líquida, presente en el

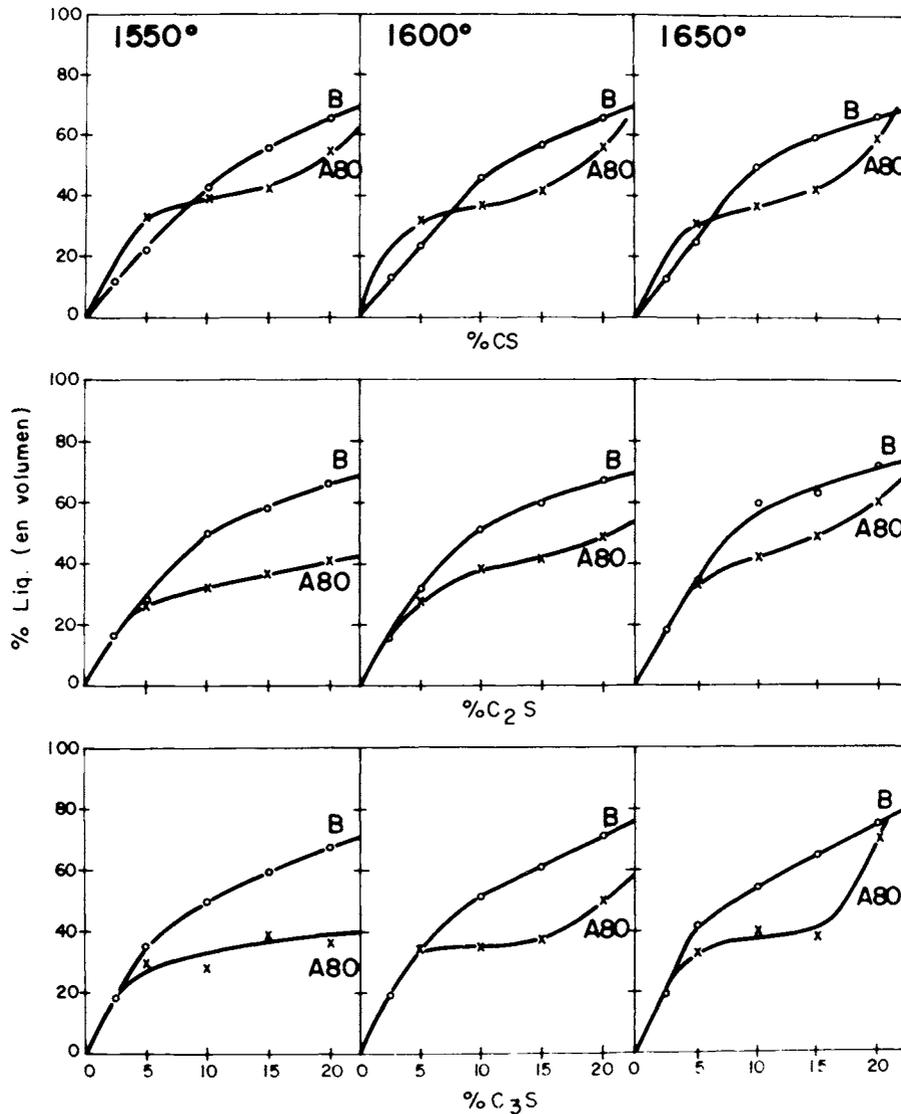


Fig. 6. Evolución de la proporción en volumen de las composiciones A80 y B en contacto con porcentajes crecientes de escorias $\text{SiO}_2\text{-CaO}$.

equilibrio, en función de la basicidad de la escoria, de la proporción de ésta (hasta el 20% en peso) y de la temperatura para las dos composiciones estudiadas (A80 y A45). A la vista de los resultados obtenidos son de destacar los siguientes hechos:

a) En todos los casos, al iniciarse el ataque, el contenido de fase líquida se incrementa bruscamente al incrementar el contenido de escoria, hasta proporciones de ésta del 5% en peso. A partir de este valor, y hasta valores del orden del 15%, la velocidad de incremento de fase líquida disminuye notablemente al aumentar la concentración de escoria. Para concentraciones de esta superiores al 15% vuelve a producirse un incremento notable en la evolución del contenido de fase líquida.

b) La composición A80 a la temperatura de 1550°C, independientemente de la relación CaO/SiO_2 de la escoria, presenta, a partir del 5% de escoria, una muy pequeña velocidad de incremento de la fase líquida al incrementar el contenido de escoria, si bien la agresividad de la escoria disminuye al aumentar la basicidad de ésta.

c) Es de resaltar que, por el tipo de experimento llevado a cabo, los resultados corresponden a lo que ocurre en la cara de ataque al refractario en contacto con la escoria. Puesto que, excepto para muy altas concentraciones de escoria superiores al 20%, el contenido de fase líquida no llega al 100%, se deduce que la interfase de ataque no llega a vitrificar en ningún caso.

d) Por último es de destacar, que el contenido en fase líquida en la composición A80 es siempre menor que en la composición A45.

En la figura 5 se ha representado, al igual que en el caso anterior, la evolución en volumen del contenido de fase líquida, en función de la temperatura, de la basicidad de la escoria y de la proporción de ésta (hasta el 20%), para tres composiciones formuladas a base de $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ con porcentajes de Al_2O_3 del 45,55 y 85% en peso respectivamente, las cuales se han denominado K, D y B respectivamente. A partir de los datos obtenidos se pueden resaltar los siguientes puntos:

a) Las composiciones con 45 y 55% Al_2O_3 (K y D), a

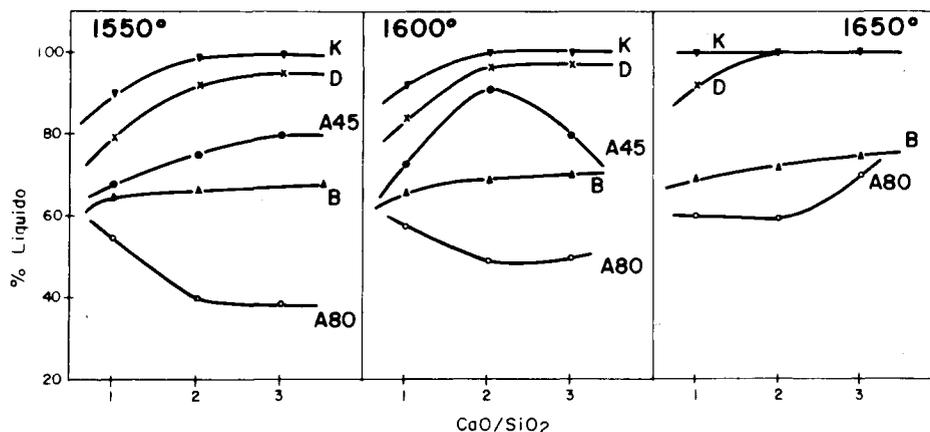


Fig. 7. Evolución de la fase líquida de las composiciones K, D, B, A45 y A80 en contacto con el 20% de escorias $\text{SiO}_2\text{-CaO}$ con razones CaO/SiO_2 variables.

las temperaturas de 1600 y 1650°C, presentan una cantidad considerable de fase líquida ($\sim 30\%$ en volumen) incluso en ausencia de escoria.

b) Las composiciones denominadas K y D alcanzan la vitrificación total, prácticamente en todos los casos, produciéndose ésta en contacto con cantidades menores de escoria a medida que aumenta la relación CaO/SiO_2 de la escoria y la temperatura. Sin embargo la composición D presenta siempre un menor contenido de fase líquida que la K.

c) La composición con el 85% de Al_2O_3 (B) presenta la mayor resistencia al ataque por las escorias, ya que no sólo no contiene fase líquida, en ausencia de escorias, a altas temperaturas, sino que además, en el peor de los casos estudiados (20% de C_3S a 1650°C) contiene el 75 % de fase líquida, no alcanzándose la vitrificación total en ningún caso.

A la vista de los resultados, se puede indicar que las composiciones, de cada grupo, que presentan una menor solubilidad química frente a las escorias silico-cálcicas son aquellas con un mayor contenido de Al_2O_3 , es decir las denominadas A80 y B.

En la figura 6 se ha representado para dichas composiciones A80 y B, la evolución de la proporción en volumen de fase líquida en función del porcentaje de escoria, de la relación CaO/SiO_2 y de la temperatura.

A la vista de dicha figura se puede observar que la composición que presenta un mejor comportamiento frente al ataque por escorias silico-cálcicas es la A80, si bien, a medida que aumenta la temperatura y la basicidad de la escoria, la diferencia entre ambos materiales disminuye.

Por último, en la figura 7, se ha representado la evolución de la fase líquida, para todas las composiciones estudiadas (K, D, B, A45 y A80) en contacto con un 20% de escoria, en función de la basicidad de ésta y de la temperatura. A la vista de dicha figura se puede observar que, independientemente de la temperatura, al incrementar la basicidad de la escoria se incrementa muy ligeramente el contenido de fase líquida en las composiciones formuladas a base de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$.

La influencia de la basicidad de la escoria es sin embargo más acusada en el caso de las composiciones de circon-*alúmina*. Así se puede apreciar que, para las temperaturas de 1550° y 1600°C, a medida que aumenta la

basicidad el contenido de fase líquida de la composición A80 disminuye notablemente, cambiando dicho hábito a la temperatura de 1650°C, en donde, al igual que en el caso de las composiciones a base de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, al aumentar la basicidad aumenta el contenido de fase líquida.

En todos los casos, la proporción de fase líquida es siempre menor para las composiciones con contenidos más elevados de Al_2O_3 (B y A80), siendo siempre menor en la composición A80 que en la composición B.

Por último, a la vista de los resultados expuestos, se puede establecer, para las composiciones estudiadas, la siguiente secuencia de resistencia al ataque químico por las escorias silico-cálcicas.

$$K < D < A45 < B < A80$$

En resumen, se puede concluir que en igualdad de condiciones físicas y microestructurales, la composición A80 (80% $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}20\%$ ZrSiO_4) presenta, entre las composiciones estudiadas, el mejor comportamiento termoquímico. Si bien hay que señalar la necesidad de un estudio cinético que complete los resultados obtenidos en el presente trabajo, por lo que las conclusiones deben utilizarse, en principio, a nivel orientativo.

BIBLIOGRAFIA

1. A. VICENTE, P. PENA, S. DE AZA: Aplicación de los diagramas de equilibrio de fases a la evaluación del comportamiento de los materiales de $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ frente a escorias con relaciones CaO/SiO_2 variables. *Bol. Soc. Esp. Ceram. y Vidrio*. 25 (1986) 2, 97-103.
2. P. PENA, S. DE AZA: *J. Amer. Ceram. Soc.* (1984), 1, 2-5.
3. P. PENA, S. DE AZA: *Advances in Ceramics* nº 12, (1984) 174-180.
4. S. SALACOLU, R. DINESCU, A. BARBULESCU y K. KEYL: *Revue Roumaine de Chimie*, 16 (1971), 4, 519-526.
5. M.H. QUERESHI, N.H. BRETT: *Trans. Brit. Ceram. Soc.* 67 (1968), 11, 569-578.
6. J.F. HILLIARD: *Quantitative Microscopy* (1968), 45-75.
7. D.A. APPEN: *Dokl. Akad. Nauk. SSSR* 69 (1949) 841-844.

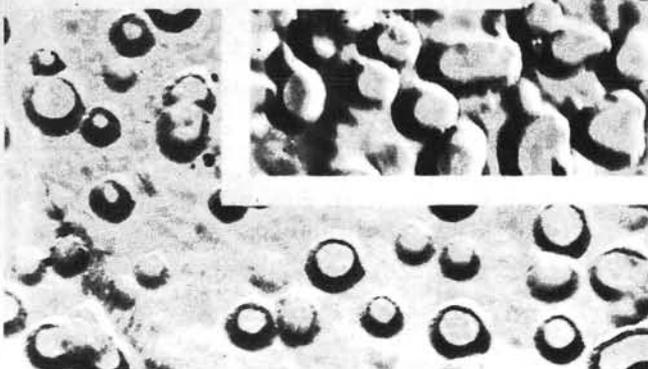
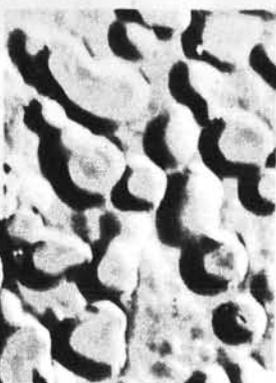
UNA INTERESANTE MONOGRAFIA
SOBRE UN TEMA DEL
MAXIMO INTERES PARA
CIENTIFICOS Y FABRICANTES DE VIDRIO Y ESMALTES

SEPARACION DE FASES EN VIDRIOS



JESUS RINCON
ALICIA DURAN

EL SISTEMA
 $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{B}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$



monografías

Sociedad Española de Cerámica y Vidrio



237 págs.
113 figs.
23 tablas
222 refs.

Pedidos a:
Soc. Esp. Cerámica y Vidrio
Crta. Valencia Km. 24,3
ARGANDA DEL REY (MADRID)

Precio:

Socios de la SECV 1.500

No Socios 2.000