

# **ESTUDIO DE FORMULACIONES DE PIEZAS CERÁMICAS DE CARBURO DE SILICIO PARA APLICACIONES DE ALTA TEMPERATURA**

Víctor Tejada<sup>a</sup>, Dominique Plée<sup>b</sup>

## **RESUMEN**

La empresa peruana Cerartec S.A ha elaborado piezas cerámicas para usos en aplicaciones de alta temperatura, tanto en minas, como en metalurgia.

El protocolo de elaboración y la formulación afectan la porosidad residual y las propiedades térmicas y mecánicas. Los factores relevantes, tanto de formulación como de proceso, han sido determinados.

**Palabras claves:** Piezas cerámicas, conductividad térmica, propiedades mecánicas.

## **STUDY OF SILICON CARBIDE-BASED CERAMIC PARTS FORMULATIONS FOR HIGH TEMPERATURE APPLICATIONS**

### **ABSTRACT**

The Peruvian company Cerartec S.A has developed silicon carbide-based ceramic pieces for uses in high temperature applications, both in mines, as in metallurgy. The processing protocol and the formulation affect the residual porosity and the thermal and mechanical properties. The relevant factors, both formulation and process, have been determined.

**Key words:** Ceramics parts, thermal conductivity, mechanical properties.

a. Cerartec SA, Av. Paseo de los Andes N° 351 Of. 4 - Pueblo Libre –Lima, Perú  
(cerartec@cerartec.com.pe)

b. Jirón Francisco de Orellana, 206, Surco – Lima, Perú \*([d.plee@hotmail.com](mailto:d.plee@hotmail.com))

## 1. INTRODUCCIÓN

Hay una demanda en Perú para diseñar, fabricar y comercializar piezas cerámicas de carburo de silicio (SiC).

Los productos que se desarrollan en base a SiC son, entre otras cosas, insertos de metal fundido, bandejas para fundición/copelación, componentes de paredes de hornos, placas soporte para hornos, fundas para medición de temperatura en metal fundido, muflas de hornos para atmósferas especiales, etc.<sup>1,2</sup>. Por supuesto, el SiC tiene otros usos, tales como abrasivo o en electrónica, como los LEDs o semiconductores electrónicos operando a alta temperatura o alto voltaje<sup>3</sup>.

El SiC existe en varios politipos cristalinos, tales como el cúbico (estructuras diamante o blenda) o el hexagonal (estructura wurtzita). Ambos llevan átomos de carbón rodeados de cuatro silicio y cada silicio es a su vez rodeado de cuatro átomos de carbón. El  $B_4C$ , al contrario, tiene una estructura poco usual que lleva unidades icosaedrales de boro ligadas por átomos de carbón<sup>4</sup>.

Las propiedades buscadas por la industria son la extrema dureza, la resistencia a la corrosión, la refractariedad, altos módulos de Young y la resistencia térmica, y por ello, hay aplicaciones en partes de bombas para líquidos agresivos, como intercambiadores de calor en los cuales la propiedad deseada es la conductividad térmica, en boquillas de cohetes (resistencia al calor y a la erosión).

**Imagen 1:** ejemplo de placas que sirven de soporte y tubos refractarios



La estrategia de Cerartec SA fue estudiar varias formulaciones de SiC que incluyen diferentes aglomerantes y aditivos, así como optimizar el prensado y el tratamiento térmico de las piezas, tal que estas piezas tengan una porosidad inferior o igual a 4%.

Entre las materias primas que sirven para elaborar las piezas, se encuentran las arcillas ricas en caolinita. Las reacciones de descomposición en temperatura de la caolinita son :



Las temperaturas exactas de reacción dependen de varios factores, como cristalinidad y tamaño de partículas de la caolinita. La sílice puede reaccionar si hay  $\text{Al}_2\text{O}_3$  en la formulación y poco a poco desaparece a medida que se incrementa la temperatura. La forma de sílice que se detecta a alta temperatura es la cristobalita.

De manera general, es muy conocido que la porosidad perjudica a las propiedades mecánicas y térmicas de las cerámicas. La disminución de las propiedades mecánicas y de la conductividad térmica en función a la porosidad han sido observadas en productos naturales y en materiales industriales <sup>5</sup>. Los autores propusieron dos fórmulas simples para el módulo elástico E. la primera sirve para valores bajos de porosidad,  $\phi$ ,  $E = E_0 (1 - 2\phi) (1 + 4\phi^2)$  donde  $E_0$  es el módulo elástico cuando la porosidad es cero. Por ejemplo, una cerámica cuya porosidad es 10% tiene un módulo elástico  $E = 83\%$  del módulo sin porosidad. La segunda fórmula sirve para altos valores de porosidad (espumas):  $E = E_0 (1 - \phi)^2$ . Los resultados teóricos coincidieron bien con los experimentales.

La ausencia de alcalinos mejora la resistencia mecánica<sup>6</sup>. Estos autores miden resistencia a la flexión reducida en un 47% por la presencia de alcalinos, aunque estén en pequeña cantidad. Olupot<sup>7</sup> muestra que la presencia de óxido  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  conlleva a una reducción durante la calcinación, liberando oxígeno según la ecuación:  $3 \text{Fe}_2\text{O}_3 \Rightarrow 2 \text{Fe}_3\text{O}_4 + 0,5 \text{O}_2$ , lo que influye de manera negativa sobre la resistencia mecánica debido a la generación de poros.

## **2. PARTE EXPERIMENTAL**

El proceso general comprende la mezcla en seco de arcillas, SiC de diferentes granulometrías y alúmina. Se zarandea por malla de 1 mm y luego se añade 5% de una solución acuosa preparada con agua (con o sin silicato de sodio de 1.35 de densidad). Después, se vuelve a zarandear por malla de 1 mm. La masa reposa una hora y luego se

prensa manualmente en una matriz de 3.2 cm x 13.1 cm con una presión de 5 Mpa. Por fin, la pieza es desmoldada y se deja secar. La última etapa es la del tratamiento térmico que se lleva a cabo en horno a gas o en horno eléctrico durante varias horas. Los feldespatos, aunque es posible que por su carácter fundente permitan disminuir la porosidad, no son recomendables, ya que se observó deformaciones bajo carga en piezas

### 2.1 Caracterización de materias primas.

Las materias primas que fueron usadas en el desarrollo de la investigación son: Cinco SiC de la compañía Treibacher de Brasil: F24 (diámetro medio = 0.745 mm) correspondiendo a mesh 25, F120 (diámetro medio = 0.109 mm) correspondiendo a mesh 140, F220 (diámetro medio = 0.058 mm) correspondiendo a mesh 270, F320 (diámetro medio = 0.029 mm) correspondiendo a mesh 540, F800 (diámetro medio = 0.0065 mm) correspondiendo a mesh 2200-2300. En un caso, se utilizó nitruro de silicio Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> en un 6% de la formulación siendo el total SiC + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> constante. Este nitruro proviene de la compañía china Omec (grado LS900) y tiene un diámetro medio igual a 0.0067 mm. Las características de los SiC y del Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> empleados son resumidas en la tabla 1.

**Tabla 1:** Características de los SiC tipo  $\alpha$  y Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> empleados.

	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	SiC 24	SiC 120	SiC 220	SiC 320	SiC800
Dureza (Mohs)	9.5 - 10			9 – 9.5		
Densidad	3.17			3.21		
Tamaño (micras)	6.7	745	109	58	29	6.5
SiC (%)	nc*			> 98%		
Fe (%)	nc*			0.48		
Al (%)	nc*			0.25		

\* no comunicado por el proveedor

**Tabla 2:** Características de la alúmina ALMATIS USA

TIPO	$\alpha$
Densidad	3.7
Tamaño medio de partículas (micras)	6
Na <sub>2</sub> O (%)	0.025

SiO <sub>2</sub> (%)	0.02
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (%)	0.02
B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (%)	0.01
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (%) por diferencia	99.6
Superficie (m <sup>2</sup> /g)	1.1

Dos arcillas tipo caolín, Puraflu gris y TA blanco, todas de la compañía inglesa de caolines WBB, cuyas composiciones mineralógicas están presentadas en la tabla 3.

**Tabla 3:** Características de las arcillas

%	Arcilla Puraflu TA blanca	Arcilla Puraflu Gris
Mineralogía		
Caolinita	41	67
Feldespatos potásico		
Mica potásico	23	25
Mica sódico	5	2
Cuarzo	30	6
Carbón	1	

El D<sub>50</sub> de TA blanca está alrededor de 0.5 micras mientras el de Puraflu Gris está alrededor de 2 micras, Ambas tienen pH aproximadamente igual a 5.

## 2.2 Absorción de agua y porosidad.

La prueba de absorción de agua se lleva a cabo sumergiendo la pieza en agua hirviendo durante 2 horas. Luego, la pieza es secada para eliminar la humedad superficial y pesada. La absorción de agua se expresa:  $A = 100 \times (M_f - M_i) / M_i$ , donde A es la absorción de agua en %,  $M_f$  y  $M_i$  son respectivamente las masas después y antes de la prueba en agua. El cálculo de densidad de las formulaciones se hace así:

$$V_p = (M_{SiC} / d_{SiC}) + (M_{arc} / d_{arc}) + (M_{alum} / d_{alum}) \quad D = 100 \text{ gramos} / V_p$$

donde  $V_p$  es el volumen intrínseco de la formulación,  $M_{SiC}$ ,  $d_{SiC}$ ,  $M_{arc} / d_{arc}$ ,  $M_{alum}$ ,  $d_{alum}$  son respectivamente la masa y la densidad de los SiC (sea 3.2), la masa y la densidad de arcillas (sea 2.2) y la masa y la densidad de alúmina (sea 3.7)

La porosidad es:  $V_{\text{agua absorbida}} / (V_{\text{agua absorbida}} + V_p)$

### **2.3 Dilatometría.**

Los análisis de dilatometría se realizaron con un equipo de marca Netzsch, modelo Dil 402 PC. La longitud fue medida con un micrómetro con soporte, de marca Mitutoyo y resolución de 0,001 mm. Los valores de longitud de las muestras quedan dentro del rango de  $25 \pm 1,25$  mm. Antes de las medidas, un patrón de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  fue medido para obtener la curva de corrección. Se utilizó este patrón por ser el mismo material con el que se componen el porta-muestra, el tapón y la varilla de empuje. Las muestras fueron sometidas a una tasa de calentamiento de  $5 \text{ }^\circ\text{C min}^{-1}$  del ambiente hasta  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ .

### **2.4 Difusividad térmica.**

Los experimentos de difusividad se realizaron con un equipamiento Netzsch, modelo LFA 427 HiperFlash®, con un sensor In-Sb. El gas de purga fue el Ar (110 mL/min) y el programa de temperatura: 500 y  $1000^\circ\text{C}$  (5 medidas por temperatura) con un material de referencia de tipo  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (10.095 x 10.083 x 2.413 mm). Las caras, superior e inferior, fueron recubiertas con una capa de grafito, para que el láser fuera absorbido por la cara inferior y el sensor pudiera realizar la lectura de la temperatura en la cara superior de la muestra. Las temperaturas para la difusividad térmica fueron de 500 y  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$  con 4 disparos láser para cada temperatura.

### **2.5 Calor específico.**

La medida de la capacidad calorífica se realizó con el mismo equipamiento y las mismas condiciones. Se determinó gracias a la comparación entre las intensidades de las señales originadas por la excitación del pulso de láser, del grafito y de la muestra en el ensayo de difusividad térmica a través del método del calentamiento “flash”.

### **2.6 Flexión.**

El módulo de flexión de algún material caracteriza su capacidad de pandeo sin romper. Teóricamente, es equivalente al módulo elástico si el material es homogéneo. Se hizo la prueba con un aparato de tres puntos sobre una superficie rectangular, de ancho  $w$  y espesor  $h$ .  $L$  es la distancia entre los soportes de la muestra.  $F$  es la fuerza que provoca la ruptura por una desviación  $d$ . El módulo de flexión se expresa:  $E_{\text{flex.}} = (L^3F)/(4wh^3d)$ .

El diseño y la concepción del equipo fueron a cargo de Cerartec SA. Los ensayos fueron llevados a cabo sobre probetas (aproximadamente 15 cm x 2.95 cm x 0.85 cm).

### **2.7 Dureza Vickers.**

La prueba Vickers es muchas veces de mejor uso que otras pruebas de dureza. El principio básico radica en la capacidad del material para resistir la deformación plástica. El número de dureza se determina mediante el cálculo de la relación entre la carga y la superficie de contacto, que no corresponde a la superficie normal a la fuerza. Se hicieron las pruebas en el laboratorio de Materiales de la PUCP.

## **3. Resultados y discusión.**

La preparación de la primera serie de experimentos se realizó según el protocolo definido en 2.1. El tratamiento térmico a 1270-1280°C se realizó durante 12 horas en horno a gas. Las conclusiones principales son:

- Un contenido insuficiente de finas conlleva a una porosidad elevada. Es menester operar de tal manera que las partículas finas puedan llenar los poros entre las gruesas. Un modelo muy sencillo, el del empaquetamiento compacto demuestra que las relaciones entre los D50 de las gruesas y finas debe ser al menos igual a 7,5-8. Las relaciones  $\text{SiC}_{24} / (\text{SiC}_{120} + \text{SiC}_{220})$ , respectivamente iguales a 1.05 y 1.52 no son tan drásticas y permiten ciertas variaciones de contenidos puesto que los D50 no difieran mucho.
- Al bajar la cantidad de arcillas (F40 a F43), aumenta la porosidad.
- No hay una diferencia en cuanto a porosidad cuando se usó agua más silicato en vez de agua sola pero aquellas piezas se deforman con más facilidad. Por ello, se decidió incorporar el mínimo de fundentes en la formulación.
- La incorporación de dispersantes conocidos de arcillas, tales como TPNa (tripolifosfato de sodio) o lignosulfonatos no permitió bajar la porosidad,
- El uso de agua con surfactantes o de agua caliente, para mejorar el mojado, tampoco cambio la porosidad.

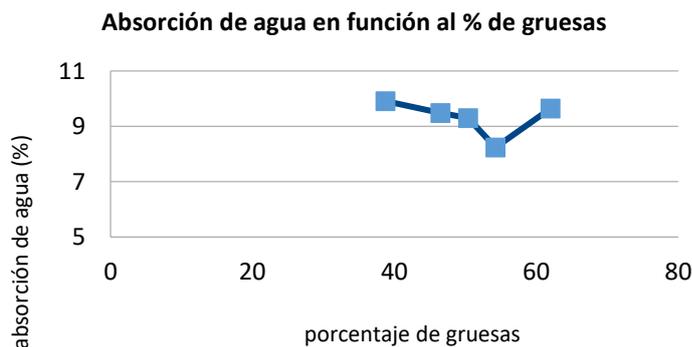
- Un reposo de la masa durante un mes antes del secado baja la porosidad, pero no es escalable en cuanto a la productividad.

La conclusión general es que los factores que más influyen son la cantidad de arcilla, una proporción correcta de los diferentes grados de SiC y la temperatura de proceso,

### 3.1 Influencia del añadido de alúmina.

Algunas formulaciones fueron preparadas, incorporando varias cantidades de alúmina.

La incorporación de alúmina da más porosidad (hay menos arcilla y por lo tanto, menos partículas finas aptas para llenar la porosidad [comp. F46-F54]). Entonces, es menester lograr un óptimo entre la refractariedad de la alúmina y el carácter fundente de las arcillas. En otro experimento, diferentes formulaciones fueron realizadas con cantidades constantes de arcilla (8%) y alúmina (3.1%), variando los porcentajes de SiC24 entre 38 y 62% (llamado % de partículas gruesas).



**Figura 1:** absorción de agua en función al porcentaje de partículas gruesas,

Hay claramente un óptimo a aproximadamente 54% de SiC24.

### 3.2 Optimización de las formulaciones

Los diferentes ensayos han llevado a realizar mezclas utilizando un martillo neumático para comprimir la masa y reducir las diferencias de porosidad de una prueba a la otra (etapa final de sinterización a 1250-1300°C). Las formulaciones llevaban:

- F120: 92% de SiC, 5% de arcilla TA y 3% de alúmina
- F127: 92% de SiC, 4% de arcilla TA y 4% de alúmina
- F129: 86% de SiC, 6% de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, 4% de arcilla TA y 4% de alúmina

**Tabla 5:** características de las formulaciones realizadas con o sin nitruro de silicio después de un tratamiento térmico a 1300°C en horno a gas

	<b>F120</b>	<b>F127</b>	<b>F129</b>
Densidad intrínseca calculada	3.14	3.16	3.16
Densidad aparente medida	2.64	2.5	2.39
Porosidad (%)	16	16.7	17.5
Fuerza de ruptura en flexión (MPa)	56.7	28.61	19.6

El uso del martillo permite una mejor compactación de la masa, ya que con 4% de arcilla, era imposible obtener una porosidad inferior a 20%.

Al bajar el contenido de arcilla de 5 a 4%, aumenta la porosidad y disminuye la fuerza de ruptura en flexión. El añadido de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> parece empeorar esas características. Las mismas formulaciones fueron sometidas a un tratamiento térmico a 1460°C en horno eléctrico. Es raro constatar que la resistencia de F120 baja con el aumento de temperatura, mientras que los valores de F127 y F129 aumentan. **Se notó la formación de burbujas en F120.**

Se sometieron las composiciones 120, 127 y otras con menos caolín a 1550°C en horno eléctrico. Las composiciones son presentadas en la tabla 6.

**Tabla 6:** Formulaciones con poca arcilla y tratadas a 1550 oC

<b>Formulación (%) por peso</b>	<b>120</b>	<b>127</b>	<b>134</b>	<b>135</b>	<b>136</b>
Suma de carburos	92	92	95.5	96.5	96
Arcilla TA blanca	5	4	3.5	2.5	3
Alúmina M325	3	4	1	1	1
Densidad intrínseca	3.14	3.16	3.15	3.17	3.16
Porosidad (%)	9.2	10.6	12.7	13.9	13.9
Fuerza de ruptura a la flexión (MPa)	43.5	40.5	35	30.8	30

De nuevo, se confirma el aumento de porosidad y entonces la disminución de la fuerza de ruptura con el decrecimiento del contenido de arcilla. Se notó la aparición de burbujas en las placas F120 y F127 en superficie debido a descomposición del caolín (al frotar las burbujas desaparecen y queda micro poros).

**Foto 2:** fotos de probetas F120, F127, F134, F135 y F136 con o sin burbujas.



En placas de composición F 134 (3.5 % caolín) ya se nota ligeramente puntos muy finos y no en F135 ni F136 (se bajo a 2.5 y 3.0 % caolín). Es interesante notar que, a pesar de aquellos microporos, la porosidad de F120 queda inferior a la de las muestras con menos arcilla. Se propone la explicación siguiente al fenómeno de burbujas: la arcilla TA lleva 1% de carbón que puede reaccionar con la cristobalita presente. Blumenthal et al<sup>8</sup> han reportado la formación de CO y SiO entre 1300°C y 1600°C por el contacto entre una fuente de carbón y cristobalita.

Por ello, se realizó un experimento con arcilla previamente tratada con peróxido de hidrógeno con el fin de oxidar el carbón, Algunas burbujas fueron notadas con la nueva formulación F120 pero no con las nuevas formulaciones F127 y F134.

### 3.3 Propiedades de dureza

Se hicieron las medidas de acuerdo con el método Vickers. La tabla 7 muestra los resultados de dureza después de un tratamiento a 1300°C en horno a gas o en horno eléctrico a 1460°C respectivamente.

**Tabla 7:** Resultados de dureza Vickers sobre muestras F120, F127 y F129 tratadas a 1300°C o 1460°C

Muestra	Dureza Vickers promedio (HV 5,0)	
	Tratamiento a 1300°C	Tratamiento a 1460°C
120	3131	2492
127	2448	2556
129	2568	2621

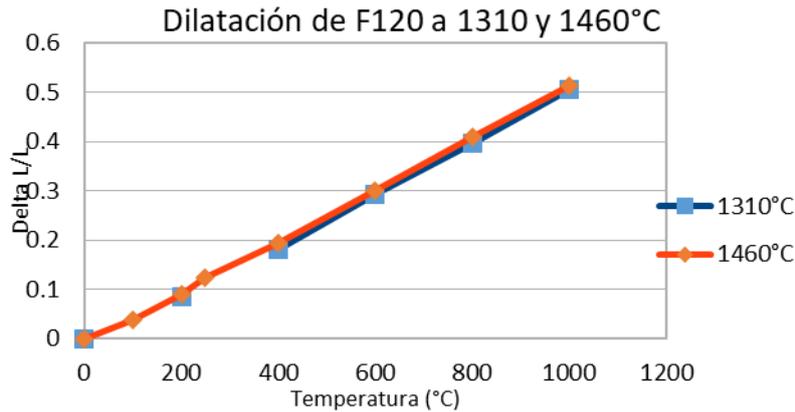
F120 tiene mejores propiedades de resistencia a la flexión y a la dureza después de un tratamiento a 1300°C. Para F127, es el contrario, pues las dos características son mejoradas después de un tratamiento a 1460°C. Se debe probablemente a hecho que hay

más burbujas en F120, debido al mayor contenido de arcilla. En cuanto a F129 que lleva nitruro, su resistencia a la flexión y su dureza mejoran con el aumento de temperatura.

### 3.4 Propiedades térmicas

#### 3.4.1 Dilatometría

**Figura 4:** Curvas de dilatometría de F120 a 1300°C y 1460°C.



La expansión de F120 calcinada a 1300°C y 1460°C es igual respectivamente a 0.5% y 0.51%, a 1000 °C, casi lineal entre 21.5 y 1000°C. Los valores medios del coeficiente de expansión térmica son respectivamente iguales a  $5.14 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  y  $5.25 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Cabe recordar que el coeficiente de expansión lineal de SiC aumenta con la temperatura, lo que explica la curva convexa<sup>9</sup>.

Se nota también una diferencia en el comportamiento de F120 tratada a 1460°C, ya que no es perfectamente lineal porque hay una ruptura en la curva a 200°C-250°C. Se supone que esta ruptura se debe a la aparición de cristobalita, pues teóricamente, la cristobalita es termodinámicamente estable encima de 1460°C. La persistencia de la cristobalita fuera de su rango de estabilidad termodinámica es posible gracias a las barreras cinéticas que se oponen a una transformación de fase mediante una reorganización atómica. El contenido de cristobalita influye sobre la aparición de una ruptura en la curva de dilatometría alrededor de 200-250°C, ya que la cristobalita es tetragonal a temperatura baja y se transforma a 200-250°C en una fase cubica acompañada por un aumento en 5% de su volumen<sup>10</sup>. Las curvas de dilatometría de F127 y F129 presentan el mismo perfil, así que resumimos los datos en la tabla 8

**Tabla 8:** Datos de dilatometría de F120, F127 y F129

Muestra	Expansión a 1000°C (%)	Coefficiente de expansión (K <sup>-1</sup> )
Tratamiento a 1300°C		
120	0.5	5.14 x 10 <sup>-6</sup>
127	0.51	5.17 x 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>
129	0.51	5.22 x 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>
Tratamiento a 1460°C		
120	0.51	5.25 x 10 <sup>-6</sup>
127	0.51	5.18 x 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>
129	0.53	5.45 x 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>

A 1300°C, las curvas de F120 y F127 son idénticas. Las curvas de F127 a 1300°C y 1460°C son también idénticas, sin la pequeña ruptura a 200-250°C, lo que se puede explicar por la menor cantidad de arcilla y por lo tanto, la menor cantidad de cristobalita. Tratada a 1300°C, F129 tiene un coeficiente de expansión un poco más grande que F127. La razón no es muy clara porque F129 se diferencia de F127 por la presencia de nitruro de silicio cuyo coeficiente de expansión es un poco inferior al coeficiente del carburo. La característica principal de F129 calcinada a 1460°C es una desviación a partir de 600°C en comparación con F129 calcinada a 1300°C. Tratada a 1460°C, su expansión es aún un poco mayor. Se podría relacionar con la transición alfa-beta del nitruro de silicio que toma lugar a 1600°C, y tal vez a temperaturas menores en presencia de algunos iniciadores químicos<sup>11</sup>.

### 3.4.2 Calor específico

Los valores son presentados en la tabla 9

**Tabla 9:** Calor específico de F120, F27 y F129 tratadas a 1300°C y 1460°C

	Calor específico (W/m.K)	
	500°C	1000°C
F120 1300°C	1.208	1.285
F120 1460°C	1.26	1.311
F127 1300°C	1.689	1.289
F127 1460°C	1.16	1.247
F129 1300°C	1.202	1.29
F129 1460°C	1.278	1.327

Teóricamente, los valores aumentan con la temperatura. Por ello, el valor de F127 (1300°C) medido a 500°C parece irrelevante. Además, los valores de productos SiC de Nilsson et al.<sup>12</sup> son aproximadamente iguales a 1.1 J/g.K a 500°C y 1.4 J/g.K a 1000°C.

### 3.7.3 Difusividad térmica y conductividad térmica

La difusividad térmica se calculó mediante la ecuación:  $\alpha = 0,1388 L^2 / t_{0,5}$  donde: L es el espesor de la muestra en mm y  $t_{0,5}$  es la mitad del tiempo necesario para que le parte superior de la muestra llegue a la temperatura máxima en s.

La difusividad térmica mide la velocidad de transferencia de calor de un material del lado caliente al lado frío. Está relacionada con el calor específico y con la conductividad térmica por la ecuación:  $\alpha = k / \rho \cdot C_p$  en  $m^2/s$  en la cual, k es la conductividad térmica (W/m·K),  $C_p$  es el calor específico (J/kg·K) y  $\rho$  es la densidad ( $kg/m^3$ )<sup>13</sup>.

La tabla 10 presenta los valores de conductividad térmica.

**Tabla 10:** conductividad térmica de F120, F127 y F129 a 500°C y 1000°C

	Conductividad térmica (W/m.K)	
	500°C	1000°C
F120 1300°C	18.17	13.43
F120 1460°C	26.49	18.28
F127 1300°C	14.29	11.68
F127 1460°C	22.16	16.15
F129 1300°C	16.65	12.53
F129 1460°C	18.74	13.72

La disminución de la conductividad con la temperatura de medida es normal. Nilsson et al proponen la ecuación siguiente:  $k = 611 / (T - 115)$  (W/cm.K) entre 100 y 2300°K<sup>12</sup>. El fenómeno se debe a la trayectoria libre media de las moléculas, que disminuye con el aumento de la temperatura y al aumento de las vibraciones de red. El tratamiento térmico a 1460°C aumenta la conductividad, lo que se puede entender porque se reduce la porosidad.

La muestra que lleva nitruro de silicio tratada a 1300°C tiene una conductividad un poco superior a su equivalente F127 a pesar de una porosidad un poco más grande. En cambio,

después del tratamiento a 1460°C, F127 es mejor. Podría ser por el cambio de fase alfa-beta del nitruro a 1600°C potencialmente iniciada por algunas especies químicas.

Es interesante notar que la conductividad depende del tamaño de granos<sup>13</sup>. Por ejemplo, a 500°C, los granos gruesos policristalinos de SiC no porosos tienen una conductividad igual a 100 W/m.K. Los granos finos policristalinos no porosos tienen una conductividad alrededor de 64 W/m.K mientras que los mismos porosos tienen una conductividad menor igual a 20 W/m.K.

#### **4. CONCLUSIÓN**

El estudio de formulación de placas de SiC, sin o con nitruro permitió realizar piezas con menos de 12% de porosidad y buenas propiedades mecánicas y térmicas. El efecto del contenido de arcilla ha sido establecido. Si bien dichos minerales permiten reducir la porosidad, provocan un pandeo bajo carga y a partir de 1450°C, se nota la aparición de burbujas. La formación de burbujas podría originarse de la presencia de carbón en la muestra de arcilla. Formulaciones que contienen menos de 4% de arcilla, entre 1 y 3% de alúmina, tratadas encima de 1450°C poseen conductividades térmicas entre 15 y 26 W/m.K, coeficientes de expansión térmica inferiores a  $5.4 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , durezas Vickers entre 2400 y 2660, abrasión inferior a 0.05% y fuerzas de ruptura en flexión superiores a 30 Mpa. Estos productos mejores o a nivel de los mejores del mercado de importación están listos para escalamiento en la compañía Cerartec SA

#### **AGRADECIMIENTO**

Los autores reconocen y agradecen el soporte financiero del INNOVATE Perú (FINCyT) en el marco del programa “Nuevos Materiales y Nanotecnologías“, título del proyecto: *Desarrollo de piezas cerámicas de carburo de silicio de baja porosidad usadas en hornos de alta temperatura* Código: PITEI-5-F-164-16.

#### **REFERENCIAS**

1. Y, Katoh, K.M. Fox, H. T. Lin, I. Belharouak, *Ceramic Material for Energy Applications, Ceramic Engineering and Scienc Processing*, **2011**, Vol. 32, Issue 9, Wilwey

2. M. Schwartz, *Encyclopedia of Material Parts and Finishes*, **2016**, 3<sup>rd</sup> Edition, CRC Press
3. H. Masafumi, I. Yuji, I. Yoshinari, *Fuji Electric Review*, **2012**, 58 (2), 75–78
4. N.N. Greenwood; A. Earnshaw, *Chemistry of the Elements*, Oxford, Pergamon Press, **1984**, pp. 318–22
5. G. Lu, G. Q. Lu, X. M. Xiao, *Mechanical Properties of Porous Materials*, **1999**, Vol. 6, Issue 4, pp 359–368
6. S. Baitalik, N. Kayal, O. Chakrabarti, *Int. Journal of Applied Ceramic Technology*, **2017**, [https://doi.org/ 10.11117ijac.12682](https://doi.org/10.11117ijac.12682)
7. P.W. Olupot, *Assessment of Ceramic Raw Materials in Uganda for Electrical Porcelain*, Licentiate Thesis in Material Science, **2006**, Royal Institute of Technology, Stockholm,
8. J.L. Blumenthal, M. J. Santy, E, A, Burns, *AIAA Journal*, **1966**, 4, 6, 1053-1057
9. D.N. Talwar, J.C. Sherbondy, *Applied Physics Letters*, **1995**, 67, 22, 3301-3303
10. D. E. Damby, E. W. Llewelin, C. J. Horwell, B. J. Williamson, J. Najorka, G. Cresseye and M. Carpenter, *J. Appl. Cryst.*, **2014**, 47, 1205–1215
11. D. R. Meissier, Army Materials and Mechanics Research Center, Watertown, Massachusetts 02172, **1977**
12. O. Nilsson, H. Mehling, R. Horn, J. Fricke, R. Hofmann, S.G. Muller, R. Eckstein, D. Hofmann, *High Temperatures-High Pressures*, **1997**, 29, 73-79
13. R. B. Lightfoot, E.S. Warren, E.N. Stewart, *Transport Phenomena*, **1960**, John Wiley and Sons, Inc., Eq. 8.1-7
14. B. Shiuan–Li, *Pellet Cladding Mechanical Interactions of Ceramic Claddings Fuels Under Light Water Reactor Conditions*, **2013**, PhD University of South Carolina, Scholar Commons.